



Endommagement des aciers TWIP pour application automobile

Julie Lorthios

► To cite this version:

Julie Lorthios. Endommagement des aciers TWIP pour application automobile. Matériaux. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2011. Français. NNT : 2011ENMP0085 . pastel-00689791

HAL Id: pastel-00689791

<https://pastel.archives-ouvertes.fr/pastel-00689791>

Submitted on 20 Apr 2012

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

École doctorale n°432 : Sciences des Métiers de l'Ingénieur

Doctorat ParisTech

T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École nationale supérieure des mines de Paris
Spécialité " Science et génie des matériaux"

présentée et soutenue publiquement par :

Julie LORTHIOS

le 10 juin 2011

**Endommagement des aciers TWIP
pour application automobile**

Directeur de thèse : **Anne-Françoise GOURGUES-LORENZON**
Co-encadrement de la thèse : **Matthieu MAZIERE**

Jury

M. Jean-Louis CHABOCHE, ONERA
M. Thomas PARDOEN, Université Catholique de Louvain
Mme Brigitte BACROIX, Université Paris 13
M. Jean-Hubert SCHMITT, Ecole Centrale de Paris
Mme Anne-Françoise GOURGUES-LORENZON, Ecole des Mines de Paris
M. Matthieu MAZIERE, Ecole des Mines de Paris
M. Philippe CUGY, ARCELORMITTAL
M. Olivier BOUAZIZ, ARCELORMITTAL

Président
Rapporteur
Rapporteur
Examineur
Examineur
Examineur
Invité

**T
H
È
S
E**

Avant-propos

Tout au long de ma thèse et jusqu'à la présentation finale, j'ai bénéficié de nombreux et divers appuis. Un chaleureux remerciement à tous ceux qui m'ont permis d'aller au bout de ce travail.

Merci à Jean-Louis Chaboche d'avoir accepté de présider mon jury et à Thomas Pardoen et Brigitte Bacroix pour l'intérêt qu'ils ont porté à mon travail, en ayant accepté d'être rapporteurs.

Cette thèse est le fruit d'une collaboration entre Arcelor Mittal et le Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines de Paris. Je remercie chaleureusement Philippe Cugy qui a encadré cette thèse côté Arcelor Mittal, pour la confiance qu'il m'a accordée durant ces trois années.

De la même façon, je suis reconnaissante envers le centre de recherches d'Arcelor Mittal à Maizières-lès-Metz pour m'avoir accueilli à plusieurs reprises afin de réaliser des essais expérimentaux ainsi que des réunions de travail. Gérard Petitgand, Stéphane Douchamps et Blandine Rémy pour leur expérience technique. Olivier Bouaziz, Sébastien Allain, Jorge Goncalvès, Xavier Lemoine pour nos échanges fructueux.

Surtout, je dois dire un grand merci à mes deux directeurs de thèse : Anne-Francoise Gourgues-Lorenzon pour son soutien, scientifique comme moral, et sa constante bonne humeur. Matthieu Mazière, pour m'avoir accompagné dans le dernier coup de rein qui a permis d'achever ce travail !

Je souhaite remercier toutes les personnes au Centre des Matériaux qui ont participé à l'obtention de ces résultats :

- Abdenmour Meddour, Anne Laurent, Yann Auriac, René Cluzet, Joseph Valy et Georges Cassas qui ont accompagné la partie expérimentale de ce travail,

- Franck Nguyen et Thilo Morgeneyer pour les résultats de tomographie,

- Jacques Besson, Djamel Missoum et Nikolay Osipov pour avoir la clé des mystères de Zébulon.

Enfin, merci à ceux avec qui j'ai passé de bons moments au Centre des Matériaux : les spice girls, le B104, les choupinets et encore Matthieu et Nikolay...et surtout à mon meilleur ami pour son soutien sans faille et nos grands moments de rigolade.

Sommaire

Introduction.....	9
--------------------------	----------

CHAPITRE 1: Présentation des aciers austénitiques Fe-Mn-C à effet TWIP

1 Déformation des aciers TWIP Fe-Mn-C.....	15
1.1 Caractère particulier des aciers Fe-Mn-C.....	15
1.2 Maclage mécanique	17
1.3 Mécanisme de « pseudo » vieillissement dynamique.....	18
1.4 Texture et orientation des grains.....	20
2 Rupture des aciers TWIP Fe-Mn-C.....	23
2.1 Problématique industrielle.....	23
2.2 Etat de l'art sur la rupture en mode <i>slant</i>	25
3 Conclusion	29
4 Références bibliographiques.....	30

CHAPITRE 2: Présentation de l'étude

1 Position du problème et présentation de la démarche	35
1.1 Approche phénoménologique de la rupture.....	35
1.2 Analyse physique de la rupture.....	37
1.3 Identification d'un critère de rupture.....	38
2 Matériaux	39
3 Essais mécaniques et techniques expérimentales.....	41
3.1 Essais de caractérisation du comportement mécanique.....	41
3.2 Essais de traction à chaud.....	46
3.3 Essais sous sollicitations complexes.....	48
3.3.1 Essais de cisaillement jusqu'à rupture dans le plan de la tôle.....	48
3.3.2 Essais sur éprouvettes entaillées dans l'épaisseur : étude de la rupture en mode <i>slant</i>	51
3.4 Dispositif de mesure optique par corrélation d'images	52

CHAPITRE 3: Comportement plastique

1 Caractérisation du comportement mécanique.....	59
1.1 Comportement mécanique en traction.....	59
1.1.1 Caractéristiques mécaniques	59
1.1.2 Sensibilité à la vitesse de déformation et hétérogénéité du champ de déformation.....	62
1.1.3 Anisotropie en déformation.....	65
1.2 Influence de la triaxialité des contraintes	70
1.3 Comportement mécanique en cisaillement.....	73
1.4 Comportement cinématique et cyclique	75
1.5 Synthèse sur la caractérisation expérimentale du comportement mécanique.....	79

2	Stratégie de modélisation	80
2.1	Etat de l'art sur les modèles existants.....	80
2.1.1	Modèles à base physique.....	80
2.1.2	Modèles à base phénoménologique.....	82
2.2	Discussion autour du choix du modèle de comportement	87
2.3	Modèle de comportement de Bron et Besson	92
2.3.1	Expression de la contrainte équivalente de Bron et Besson	92
2.3.2	Loi d'écrouissage	93
3	Identification de la loi de comportement	95
3.1	Choix et mise en œuvre numérique	95
3.2	Loi de comportement de la nuance Fe22Mn0.6C.....	97
3.3	Loi de comportement de la nuance Fe17Mn1.0C.....	100
3.4	Surfaces d'écoulement.....	102
3.5	Bilan sur les modèles de comportement	105
4	Essais sous sollicitations complexes.....	106
4.1	Sollicitation en cisaillement dans le plan de la tôle.....	108
4.1.1	Essais de cisaillement sur les éprouvettes non rainurées.....	108
4.1.2	Essais de cisaillement sur les éprouvettes rainurées	114
4.2	Eprouvette de rupture en mode <i>slant</i>	118
4.3	Conclusion.....	122
5	Conclusion de l'étude sur le comportement plastique de l'acier TWIP ...	123
6	Références bibliographiques.....	124

CHAPITRE 4: Analyse physique de la rupture

1	Observation des surfaces de rupture	129
1.1	Mode de rupture en traction uniaxiale	129
1.1.1	Rupture macroscopique.....	129
1.1.2	Faciès de rupture et influence du sens de prélèvement	130
1.2	Influence de la triaxialité des contraintes sur le mode de rupture	138
1.2.1	Eprouvettes entaillées de traction.....	138
1.2.2	Eprouvettes de cisaillement.....	143
1.2.3	Eprouvette <i>slant</i>	146
1.2.4	Conclusion sur l'étude des faciès de rupture.....	148
2	Influence du maillage sur le mode de rupture.....	150
1.1	Essais de traction à différentes températures et à différentes vitesses de déformation	150
1.2	Mode et mécanisme de rupture.....	151
2.1.1	Effet de la température d'essai	151
2.1.2	Effet de la vitesse de déformation	154
2.2	Conclusion sur l'influence de la température et de la vitesse de déformation sur les faciès de rupture	155
3	Observation de l'endommagement	156
3.1	Micrographie en pointe de fissure arrêtée	156
3.2	Microtomographie	161
4	Conclusion de l'analyse physique de la rupture	168
5	Références bibliographiques.....	169

CHAPITRE 5: Comportement à rupture

1	Etat de l'art	173
1.1	Notions de courbes limites de formage (CLF)	173
1.2	Modélisation de la rupture ductile	178
1.2.1	Modèles couplés	178
1.2.2	Modèles non couplés	185
1.2.3	Choix de l'approche pour la modélisation de la rupture de l'acier TWIP	189
1.3	Critère de rupture phénoménologique	190
1.3.1	Choix des variables mécaniques	190
1.3.2	Démarche pour l'identification d'un critère de rupture	198
1.3.3	Prédiction de la formabilité de l'acier TWIP par MatFem	199
2	Détermination de la CLF pour la nuance Fe22Mn0.6C	203
2.1	Caractéristiques mécaniques locales à rupture	204
2.1.1	Rupture en traction uniaxiale	204
2.1.2	Rupture des éprouvettes entaillées de traction	205
2.1.3	Rupture en cisaillement	212
2.1.4	Rupture en mode <i>slant</i> de l'éprouvette entaillée dans l'épaisseur	214
2.1.5	Compléments expérimentaux	215
2.2	Courbe limite de formabilité à rupture	220
3	Détermination d'un critère de rupture pour la nuance Fe22Mn0.6C	225
3.1	Nécessité d'un critère local	225
3.2	Critères basés sur une contrainte critique	225
3.2.1	Contrainte équivalente à rupture similaire à la contrainte équivalente d'écoulement plastique	225
3.2.2	Contrainte équivalente de rupture différente de la contrainte équivalente de plasticité : Critère de rupture de Tresca	229
3.3	Critère basé sur deux variables mécaniques	234
3.4	Critère basé sur trois variables mécaniques	240
3.4.1	Influence de la pression hydrostatique	240
3.4.2	Dépendance envers la pression hydrostatique dans le critère de rupture	241
3.4.3	Bilan sur les critères de rupture	244
4	Prise en compte du phénomène de « pseudo » vieillissement dynamique	249
4.1	Objectif	249
4.2	Modèle de comportement « Barlat – PLC »	252
4.2.1	Présentation du modèle PLC	252
4.2.2	Identification des paramètres	255
4.3	Contribution de la prise en compte du pseudo vieillissement dynamique sur les valeurs locales à rupture	261
4.3.1	Méthode de comparaison	261
4.3.2	Influence de la sensibilité négative à la vitesse de déformation	262
4.3.3	Influence de la sensibilité négative à la vitesse et de la localisation	263
4.3.4	Conclusion	270
5	Conclusion de l'étude sur le comportement à rupture de l'acier TWIP ..	273
6	Références bibliographiques	275
	Conclusion générale	279
	Annexes	283

Introduction

En 2007, l'Union Européenne émet une directive préconisant une réduction significative des émissions de CO₂ émises par les véhicules. Depuis cette directive, les constructeurs automobiles recherchent à développer de nouvelles motorisations plus propres et à alléger le poids des véhicules afin de diminuer leur consommation. Actuellement, les aciers représentent environ 40% du poids des véhicules et 98% de la caisse en blanc. Ce constat a conduit au développement de nouveaux matériaux tel que des alliages d'aluminium, de magnésium et certains matériaux à matrice organique, utilisés aux côtés de l'acier. Cette concurrence oblige les producteurs d'acier au carbone à développer de nouvelles nuances répondant au cahier des charges fixé par les constructeurs automobiles, c'est-à-dire des aciers à hautes caractéristiques mécaniques, mais qui conservent une ductilité élevée pour l'emboutissage de pièces à géométrie complexe. Pour cela, différentes solutions métallurgiques sont alors explorées et toujours étudiées tels que :

- la réduction de la taille de grains,
- le durcissement par solution solide ou par précipitation,
- le développement de microstructure complexe avec la présence de phases durcissantes (martensite, bainite, perlite),
- l'optimisation de la texture,
- l'emboutissage à haute température des nuances trempantes.

Parmi les nouvelles nuances d'acier développées par ArcelorMittal, dites à haute résistance mécanique (aciers THR), on distingue les aciers DP (*Dual Phase*) avec une structure ferrite-martensite et les aciers TRIP (*TRansformation Induced Plasticity*) avec une structure ferrite-bainite-austénite résiduelle. Le mécanisme de durcissement des aciers DP est lié à un effet composite, la ferrite jouant le rôle de matrice ductile et la martensite d'une phase dure. Les aciers TRIP présentent un durcissement par transformation martensitique de l'austénite résiduelle au cours de la déformation. Ces aciers permettent d'améliorer le compromis ductilité – résistance mécanique par rapport aux aciers précédemment utilisés, comme les aciers HSLA (*High Strength Low Alloy*) qui doivent leurs propriétés à un mécanisme de durcissement par solution solide et à la réduction de la taille de grains (Figure 1).

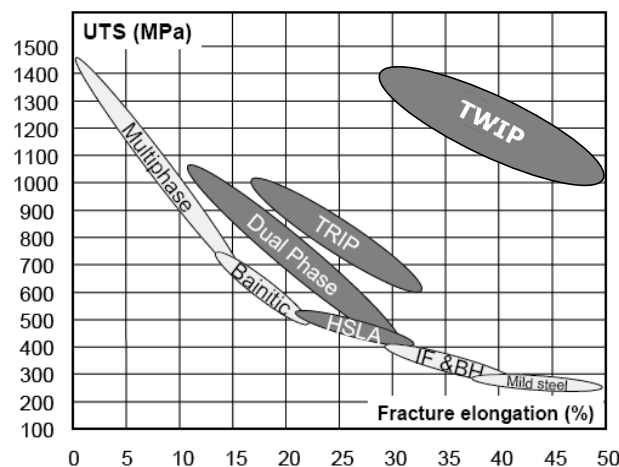


Figure 1 : Gamme de résistance mécanique et de ductilité de différentes classes d'aciers [d'après Cornette05]

Les aciers TWIP font partie de ces nouvelles nuances développées dans le but de réduire l'épaisseur des produits tout en conservant la tenue mécanique de la structure. Ce sont des aciers austénitiques à haute teneur en carbone et en manganèse. Ils atteignent une résistance mécanique supérieure à 1100MPa pour des allongements supérieurs à 50% grâce à l'optimisation de l'effet TWIP (*TW*inning *I*nduced *P*lasticity) et la maîtrise de la microstructure (austénite stable à grains fins). La Figure 1 montre que leurs propriétés mécaniques sont en rupture par rapport à celles des autres aciers THR qui ne présentent pas simultanément une résistance mécanique de 1000MPa avec un allongement supérieur à 40%.

Les aciers TWIP présentent également une excellente aptitude au formage que ce soit lors des procédés de pliage ou lors des procédés d'emboutissage. La Figure 2 compare par exemple la formabilité de différentes nuances d'acier THR lors de l'emboutissage d'une forme en croix [Cornette05]. Ce procédé combine des modes de sollicitation en déformation plane, expansion et rétreint. Une formabilité bien supérieure est mesurée pour l'acier TWIP par rapport aux autres aciers THR.

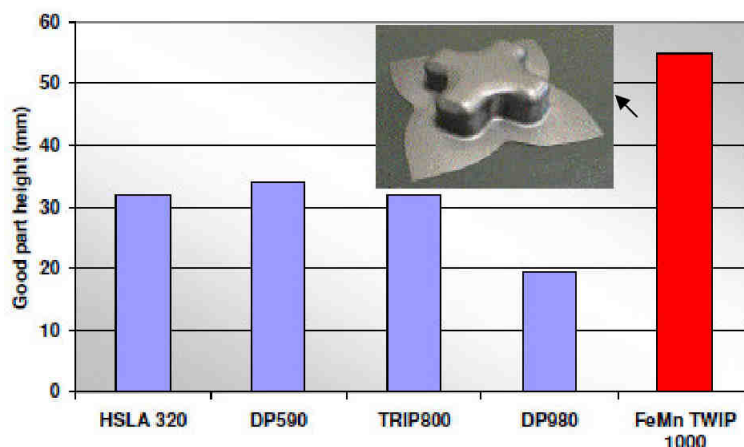


Figure 2 : Formabilité de différents aciers THR lors de l'emboutissage d'une forme en croix [Cornette05]

Cependant, les aciers TWIP présentent parfois des ruptures ductiles lors de la mise en forme de pièces qui ne sont pas prévisibles selon la courbe limite de formage classique. Ces phénomènes sont encore inexpliqués à cause du manque de connaissance sur l'endommagement et la rupture des aciers Fe-Mn-C. Ce projet consiste donc à étudier les paramètres critiques menant à la rupture des aciers TWIP et de comprendre leurs mécanismes d'endommagement sous différents modes et trajets de déformation. Ces connaissances nous permettront ensuite de déterminer un critère de rupture dans le but d'améliorer la prédiction de la formabilité de ces aciers.

Avant d'expliquer les objectifs précis de cette étude et de détailler la démarche nous permettant d'y répondre, il nous semble nécessaire, dans un premier chapitre, de présenter les caractéristiques particulières des aciers TWIP. Une revue bibliographique détaillera les différents mécanismes présents lors de la déformation de ces aciers. La problématique de rupture des aciers TWIP sera ensuite rapprochée des études menées pour améliorer la compréhension des mécanismes d'endommagement des aciers THR. Cette comparaison nous permettra de réfléchir sur les facteurs de premier ordre en termes de microstructure, de mécanismes microscopiques et de propriétés macroscopiques qui vont nous permettre

d'expliquer le comportement à rupture des aciers TWIP. Le Chapitre 2 détaillera ensuite les étapes de notre étude et le contenu précis des différents chapitres. Il présentera également les nuances d'acier TWIP étudiées ainsi que les techniques expérimentales mises en œuvre pour caractériser le comportement plastique et à rupture de l'acier TWIP dans différents modes de sollicitation. Le Chapitre 3 établit les résultats des essais de caractérisation du comportement mécanique et nous permet d'établir un modèle de comportement valable dans une large gamme de sollicitations. Les mécanismes de rupture seront étudiés dans le Chapitre 4 avec une approche physique basée sur l'observation des faciès de rupture et la recherche de l'endommagement. Enfin, à partir des différents résultats expérimentaux obtenus dans cette étude, nous déterminerons un critère de rupture capable d'améliorer la prédiction de la formabilité de l'acier TWIP. Le domaine d'application de ce critère sera discuté.

Chapitre 1

Présentation des aciers austénitiques Fe-Mn-C à effet TWIP

Le chapitre 1 présente les aciers austénitiques Fe-Mn-C à effet TWIP. La première partie est une revue bibliographique des mécanismes de déformation qui sont étudiés depuis les années 50 mais dont certains aspects restent controversés aujourd'hui. Nous nous intéresserons particulièrement au maclage mécanique, au mécanisme de pseudo vieillissement dynamique et à la texture de déformation. La seconde partie présente la problématique de rupture de l'acier TWIP lors des procédés de mise en forme. Cette problématique est située par rapport à l'état de l'art concernant les mécanismes de rupture des aciers THR et notre capacité à estimer la formabilité de ces aciers.

1 Déformation des aciers TWIP Fe-Mn-C

1.1 Caractère particulier des aciers Fe-Mn-C

Les aciers austénitiques au nickel ont généralement une teneur en carbone faible. Un traitement thermomécanique approprié donne une microstructure entièrement austénitique, de structure cubique à faces centrées (CFC). L'utilisation du manganèse et l'ajout de carbone à la place du nickel suscitent de plus en plus l'intérêt pour l'élaboration de nouvelles nuances d'alliage. En effet, les travaux de Schuman et al montrent qu'il est possible d'obtenir un acier Fe-Mn-C austénitique à température ambiante après trempe [Schuman72]. La Figure 3 présente les phases présentes à température ambiante après recuit puis trempe en fonction de la teneur en carbone et en manganèse.

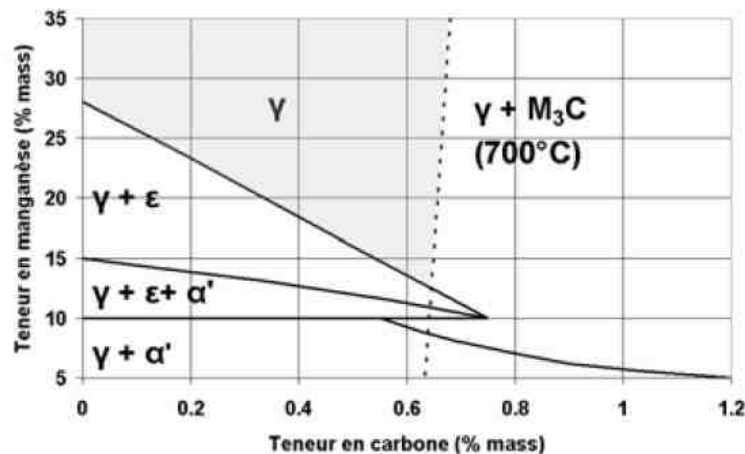


Figure 3 : Diagramme d'existence des phases Fe-Mn-C à température ambiante, après trempe, en fonction de la composition massique en carbone et en manganèse [Schuman72]

Les premiers aciers austénitiques au manganèse ont été mis au point par Sir Robert Hadfield en 1882. Les nuances Hadfield sont composées de 1,2% de carbone et 12% de manganèse (en masse). Depuis 1950, ils sont utilisés dans la construction d'aiguillages ou de casques de protection. Ils possèdent une très bonne résistance mécanique combinée à une bonne ductilité (supérieures respectivement à 1000MPa et 60%) mais présentent un fort vieillissement dynamique dû à leur teneur élevée en carbone. Il se traduit par une sensibilité négative à la vitesse et des sauts de charge sur les courbes de traction. La teneur élevée en carbone implique potentiellement des problèmes de qualité de surface des tôles mises en forme et de soudabilité. C'est pourquoi, les aciers Hadfield sont plutôt utilisés pour des pièces de fonderie et ne sont pas coulables en continu à l'aciérie.

Les aciers Fe-Mn-C présentent la particularité de développer différents mécanismes de déformation en fonction de la composition chimique (principalement la teneur en carbone et en manganèse) et de la température de sollicitation. Il s'agit :

- du glissement des dislocations,
- du maclage mécanique,
- de la transformation de phase de l'austénite en martensite.

Ici, la transformation de phase est une transformation athermique et influe sur le comportement de l'alliage. On parle alors d'un effet TRIP pour *Transformation Induced Plasticity*. De la même façon, on distingue les aciers TWIP pour *Twinning Induced Plasticity* pour les nuances Fe-Mn-C développant du maillage mécanique.

Le paramètre le plus pertinent pour l'apparition et la transition entre ces différents mécanismes de déformation est l'énergie de défaut d'empilement (EDE) dont la valeur dépend de la composition et de la température. Une faible EDE favorise la dissociation des dislocations et donc le maillage mécanique. De nombreux travaux ont été réalisés dans le but d'optimiser la composition de ces alliages à température ambiante afin de garantir la déformation de l'austénite par maillage mécanique et glissement de dislocations (et non par transformation martensitique). Ces études ont montré que les propriétés mécaniques générées par l'effet TWIP sont optimales lorsque la composition de l'acier se situe à la limite des domaines de transformation martensitique et de déformation par maillage mécanique [Scott04] (Figure 4).

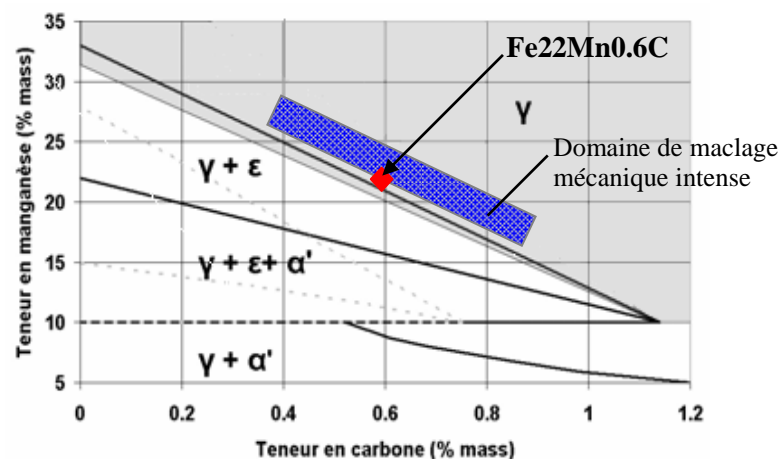


Figure 4 : Diagramme de stabilité des phases Fe-Mn-C après déformation en traction à température ambiante [Scott4]

Bien que les aciers Hadfield soient toujours étudiés aujourd'hui [Dastur81, Owen98, Bayraktar04, Hutchinson06, Efstathiou10, Renard10], y compris sous forme de tôles laminées, de nouvelles nuances d'aciers Fe-Mn-C austénitiques à effet TWIP ont donc été développées dans les années 70 suite notamment aux travaux de L.Rémy sur un acier de nuance Fe20Mn4Cr0.5C. Les travaux de thèse menés par S.Allain chez ArcelorMittal ont conduit à une nuance de référence à 0,6% de carbone et 22% de manganèse [Thèse Allain, Dumay08] pour tôles laminées.

L'énergie de défaut d'empilement a une influence du premier ordre sur l'existence des différents modes de déformation. Pour une composition chimique donnée, l'EDE augmente avec la température [Rémy78]. S.Allain montre la variation des mécanismes de déformation de l'alliage Fe22Mn0.6C (taille de grains 20μm) avec la température [Thèse Allain]:

- Aux hautes températures (à partir d'environ 673K), l'EDE est élevée, supérieure à 50mJ.m⁻². La dissociation de dislocations parfaites n'est pas favorisée et l'unique mécanisme de déformation est le glissement planaire des dislocations.
- Aux températures proches de la température ambiante, la dissociation des dislocations est favorisée par une valeur d'EDE relativement faible (comprise entre

18 et 50mJ.m⁻²). La déformation s'effectue par maclage mécanique en compétition avec le glissement des dislocations dissociées.

- Aux basses températures (environ 77K), l'EDE est inférieure à 18mJ.m⁻². La déformation induit une transformation martensitique, en compétition avec le glissement de dislocations dissociées.

Le mécanisme de déformation responsable de la forte capacité d'écrouissage de l'acier TWIP à température ambiante est un sujet controversé dans la littérature.

En 1975, L.Rémy considère le maclage mécanique comme responsable de l'écrouissage de l'acier TWIP de nuance Fe20Mn4Cr0.5C [Thèse Rémy]. Son hypothèse est que les macles agissent comme des obstacles au glissement des dislocations dont la densité est élevée dans la phase austénitique non maclée. Le libre parcours moyen des dislocations est réduit par la germination de macles et l'introduction de joints de macles diminue progressivement la taille de grains effective. C'est pourquoi on parle d'un effet « Hall Petch dynamique » pour expliquer le fort taux d'écrouissage mesuré pour les aciers TWIP [Rémy78, Adler86, Karaman00, Allain04]. Dastur et al, repris par Owen et al, ont étudié le comportement plastique et la microstructure d'un acier Hadfield en traction [Dastur81, Owen98]. Ils montrent l'absence de maclage mécanique aux faibles déformations et soulignent le rôle du vieillissement dynamique associé à une teneur élevée en carbone sur la capacité d'écrouissage du matériau.

En 1986, Adler et al font l'hypothèse d'un durcissement par pseudo maclage. Les atomes de carbone se trouvent préférentiellement dans les sites octaédriques de la structure CFC. D'après Adler et al, ces sites deviennent des sites tétraédriques suite au cisaillement lié au maclage, à l'intérieur desquels le carbone est capturé. Ils nomment pseudo maclage cette non conservation de symétrie des atomes de carbone qui entraîne une distorsion du réseau et un durcissement structural. Mais cette hypothèse ne peut pas s'appliquer aux nuances d'acier TWIP à très faible teneur en carbone qui présente pourtant une bonne capacité d'écrouissage [Grässell00, Vercammen03].

1.2 Maclage mécanique

La faible énergie de défaut d'empilement favorise la dissociation des dislocations et le maclage mécanique. S.Allain a étudié la microstructure de déformation en traction uniaxiale en température ambiante, à différentes valeurs de déformation [Thèse Allain]. Il montre qu'à partir d'une contrainte seuil, deux systèmes de macles sécants sont successivement activés (Figure 5). A une échelle plus fine, on observe que chaque macle est en fait organisée en faisceau de macles parallèles de quelques nanomètres d'épaisseur (Figure 6). La plan de maclage est de type $\{11\bar{1}\}$. L'austénite non maclée contient une très forte densité de dislocations qui sont majoritairement dissociées [Hutchinson06]. De nombreux empilements de dislocations sont visibles aux joints de grains et joints de macles.

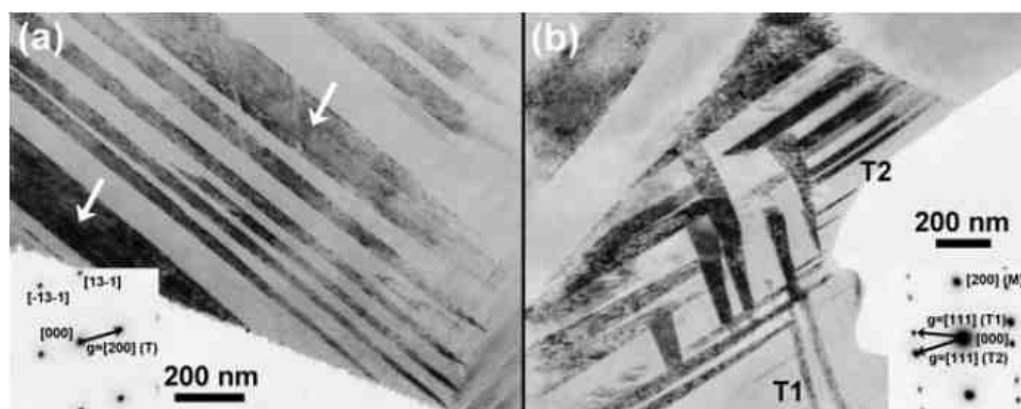


Figure 5 : Micrographie a) optique et b) par MET en champ clair d'un échantillon Fe22Mn0.6C (taille de grains : 20 μ m) après 34% de déformation en traction à température ambiante. T1 et T2 sont les deux systèmes activés [Allain04]

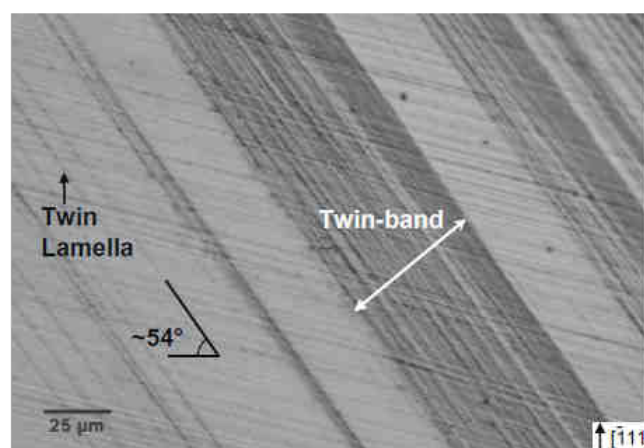


Figure 6 : Micrographie optique d'un échantillon d'acier Hadfield après déformation en traction à température ambiante. Une macle est organisée en faisceau de micro-macles [Efsthathiou10]

1.3 Mécanisme de « pseudo » vieillissement dynamique

En traction uniaxiale, à température ambiante et à des vitesses de déformation quasi-statiques (10^{-5}s^{-1} - 10^{-1}s^{-1}), les aciers TWIP présentent une sensibilité négative à la vitesse de déformation et les courbes de traction sont caractérisées par des sauts de contraintes. Ce comportement a été rapporté pour des aciers TWIP Hadfield de nuance Fe20Mn1.2C [Dastur81, Owen98, Canadin08, Renard10] (Figure 7), des aciers TWIP de nuance Fe22Mn0.6C [Thèse Allain, Lebydkina09, Zavattieri10] (Figure 8) et de nuance Fe18Mn0.6C [Chen07].

L'effet Portevin-Le Chatelier (PLC) est un phénomène plastique instable généralement attribué à un mécanisme de vieillissement dynamique lié à l'interaction des atomes en solution avec les dislocations [McCormick78, Kubin89]. Dans les aciers, le vieillissement dynamique est lié à la présence d'éléments interstitiels comme le carbone ou l'azote qui ségrègent vers les dislocations et les ancrent de façon temporaire [Cottrell53,

Owen98]. Ce mécanisme est restreint à une plage de températures et de vitesses de déformation donnée.

L'effet PLC a été par exemple observé en traction entre 150°C et 200°C pour des aciers ferritiques C-Mn [Wagner98], à température ambiante pour un alliage d'aluminium-lithium 2091 [Gomiero92] ou encore à 500°C pour un superalliage à base nickel Inconel780 [Dybiec91]. L'effet PLC est caractérisé par l'apparition de bandes de déformation qui se propagent le long de l'éprouvette de traction uniaxiale. On distingue généralement trois types de bandes [Cuddy72] :

- les bandes de type A se propagent de façon continue le long de l'éprouvette,
- les bandes de type B sont initiées répétitivement,
- les bandes de type C apparaissent de façon aléatoire.

Généralement, pour une vitesse de déformation donnée, les bandes évoluent du type A, au type B puis au type C en fonction de la température. Une déformation plastique critique à partir de laquelle les oscillations apparaissent sur la courbe de traction est relevée. L'hypothèse est que l'apparition d'instabilités plastiques nécessite le développement de suffisamment de lacunes pour permettre la diffusion des atomes vers les dislocations [Cottrel53].

Dès 1981, Dastur et al émettent l'hypothèse qu'il existe un phénomène de vieillissement dynamique dans l'acier TWIP lié à l'interaction de dipôles C-Mn avec les dislocations. Différents auteurs reprennent cette hypothèse [Owen98, Canadinc08, Renard10] et montrent que certaines caractéristiques macroscopiques observées sur les courbes de traction sont similaires à un effet PLC « conventionnel », comme par exemple :

- l'évolution des hachures sur les courbes de traction avec la température et la vitesse de déformation (l'amplitude des oscillations est plus ou moins prononcée),
- la sensibilité négative à la vitesse de déformation.

Notons que ces auteurs étudient le comportement d'un acier TWIP Hadfield dont la teneur en carbone est élevée (1,2% de carbone). Comme le soulignent Renard et al, des différences existent sur la morphologie des oscillations et sur les hypothèses avancées pour expliquer leur présence, en fonction de la nuance d'acier TWIP étudiée, notamment avec des aciers TWIP dont la teneur en carbone est plus faible.

Récemment, certains auteurs se sont intéressés à caractériser de manière plus précise le type de bande de déformation se propageant le long d'éprouvettes lisses de traction par thermographie [Chen07] ou mesures optiques par corrélation d'images [Lebedkina09, Renard10, Zavattieri10, Canadinc08]. Ces auteurs mettent en avant des différences avec l'effet PLC « conventionnel »:

- il est difficile de mesurer une déformation plastique critique (des bandes de déformation apparaissent dès le début de la déformation plastique).
- le même type d'instabilité est observé sur un grand intervalle de vitesses de déformation. Il s'agit des instabilités PLC de type A, c'est-à-dire des instabilités liées à une propagation quasi-continue de bandes de déformation.
- la vitesse de déplacement de la bande de déformation décroît linéairement avec la déformation.
- l'effet PLC est observé à des températures proches de la température ambiante alors que le coefficient de diffusion du carbone est faible à cette température.

Du fait de ces différences vis-à-vis d'un effet PLC classique, Lebydkina et al [Lebydkina09] font l'hypothèse d'un effet PLC modifié par la présence du maclage. L'interaction des macles avec les joints de grains ou d'autres macles et l'empilement des

dislocations sur ces mêmes obstacles induisent des zones de concentrations de contraintes internes. Le mécanisme d'instabilité plastique a donc une nature complexe incluant le glissement des dislocations, le maclage et une interaction dynamique des solutés avec les dislocations ou le maclage. De plus, l'activation du maclage est permanente durant la déformation plastique et pourrait expliquer la propagation de bandes de déformation de façon continue et persistante.

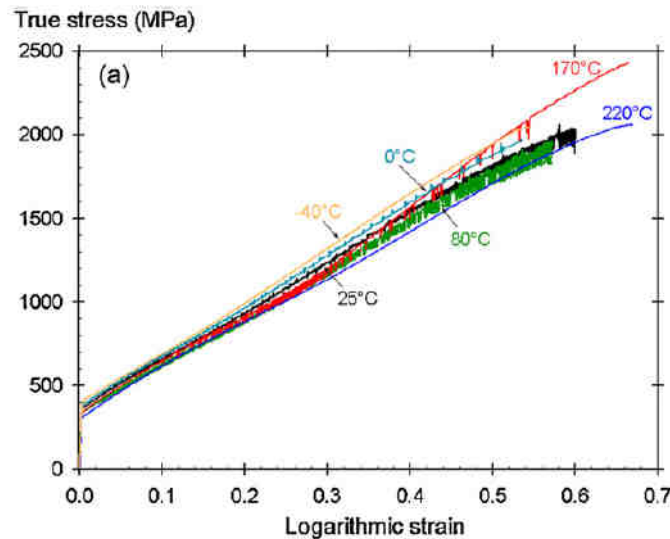


Figure 7 : Courbes de traction rationnelle d'un acier Hadfield Fe12Mn1.2C (taille de grains 20 μ m) à différentes températures à $2,5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ [Renard10]

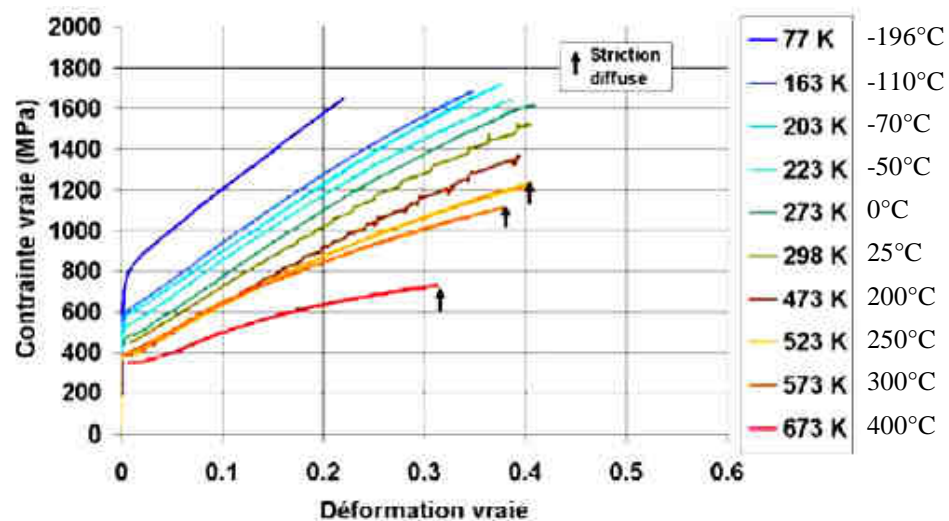


Figure 8 : Courbes de traction rationnelle d'un acier TWIP Fe22Mn0.6C (taille de grains 2-3 μ m) à différentes températures à $7 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ [Thèse Allain]

1.4 Texture et orientation des grains

Récemment, différentes études ont analysé l'évolution de la microstructure avec la déformation en traction [Adler85, Thèse Barbier, Jin09, Chen06]. Ces études permettent de

dresser un bilan concernant la microstructure de déformation avant la rupture en termes de : fraction volumique de macles, systèmes de maclage, texture, densité et empilement de dislocations...

S.Allain [Thèse Allain] a observé la microstructure de déformation au microscope électronique en transmission d'éprouvettes sollicitées en traction uniaxiale en acier Fe22Mn0.6C pour différents niveaux de déformation. Cette étude a été récemment complétée par D.Barbier [Thèse Barbier, Barbier09] qui a couplé l'observation de la microstructure à des mesures de texture par EBSD (Figure 9).

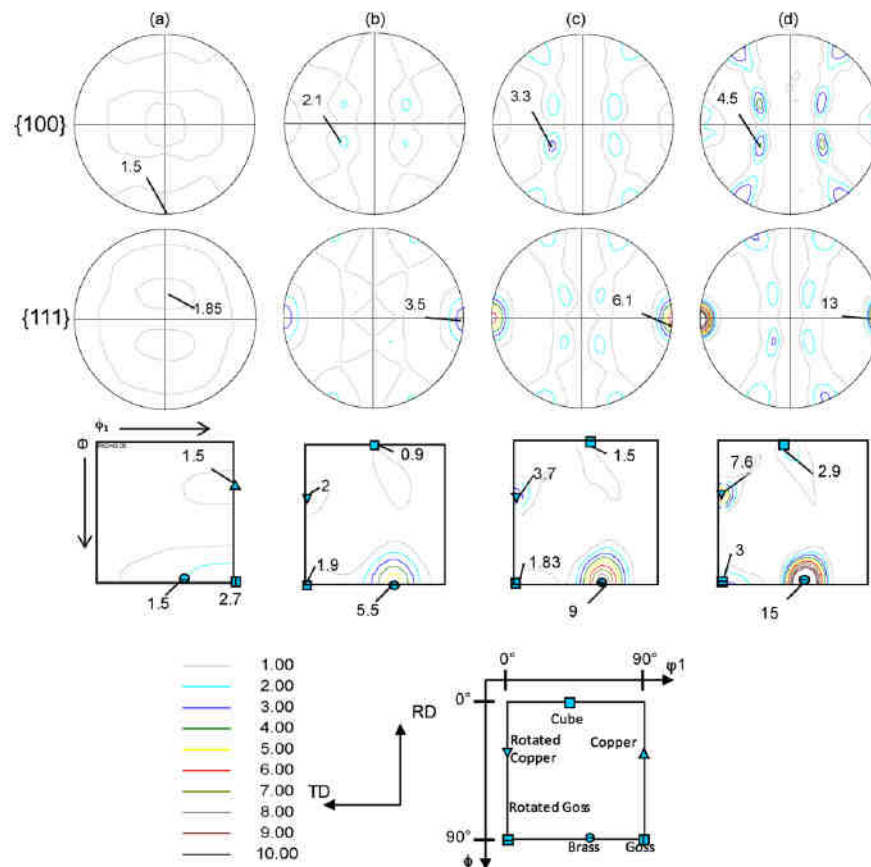


Figure 9 : Evolution de la texture lors d'un essai de traction sur la nuance Fe22Mn0.6C sans vanadium. Figures de pôles $\{100\}$ et $\{111\}$ et sections ODF à $\phi_2=45^\circ$ après différents niveaux de déformation a) 0%, b) 20%, c) 30% et d) 55% [Barbier09]

Avec cette analyse, D.Barbier montre que :

- Le maclage mécanique apparaît dès 2% de déformation car la faible texture initiale est favorable au maclage. Cependant, à ces faibles déformations, son activation dépend plus de la taille de grains que de l'orientation des grains. L'activation du maclage mécanique permet une augmentation de l'écrouissage due à l'interaction macles-dislocations. A partir d'environ 20% de déformation en traction, un 2^{ème} système de macles apparaît dans un grand nombre de grains. La cinétique de maclage augmente au fur et à mesure de la déformation car la texture de

déformation est également favorable au maclage et remplace totalement la faible texture initiale.

- Les macles n'apportent pas de nouvelles orientations par rapport à la texture de déformation. De même, l'orientation des macles influence peu la texture globale car la fraction volumique de macles reste faible (maximum mesuré par D.Barbier=9%).
- La faible différence de texture initiale entre les sens long et travers de la tôle (différence d'intensité des composantes de texture) est cependant à l'origine des différences de texture et de microstructure observées après rupture du matériau avec le sens de prélèvement. Pour la nuance Fe22Mn0.6C sans vanadium, l'essai de traction suivant le sens long permet un développement plus important d'orientations favorables au maclage, ce qui explique une résistance mécanique et un écrouissage plus élevés en traction dans le sens long par rapport au sens travers.
- Les systèmes de macles sont fortement dépendants du mode de déformation. La microstructure de déformation générée lors de la sollicitation en cisaillement simple était caractérisée par un seul système de maclage. Le deuxième système de maclage observé en traction n'apparaît pas sur la gamme de déformation possible en cisaillement. D'après D.Barbier, cette différence serait liée à la texture de déformation générée par le mode de sollicitation.

Des résultats similaires ont été obtenus dans la littérature sur un acier Fe18Mn0.6C [Jin09]. De la même façon, la microstructure se caractérise par le développement de deux systèmes de macles et de la fibre $\langle 111 \rangle$ lors d'une sollicitation en traction. Ces études montrent la forte dépendance du maclage envers l'orientation cristalline. Celle-ci dépend du mode de sollicitation et de la texture de déformation qu'il génère.

2 Rupture des aciers TWIP Fe-Mn-C

2.1 Problématique industrielle

L'emboutissage est le procédé de formage le plus répandu dans l'industrie. Il vise à transformer une tôle en une pièce plus ou moins creuse de surface non développable. Les pièces pour application automobile sont généralement embouties à froid, notamment car la qualité de surface de la pièce finie est meilleure qu'à chaud et parce que l'emboutissage engendre un durcissement structural. L'emboutissage impose différents modes de déformation à la tôle (Figure 10), les deux cas limites étant l'expansion quand le serre-flan bloque le flan, et le rétreint lorsque le métal glisse sous le serre-flan.

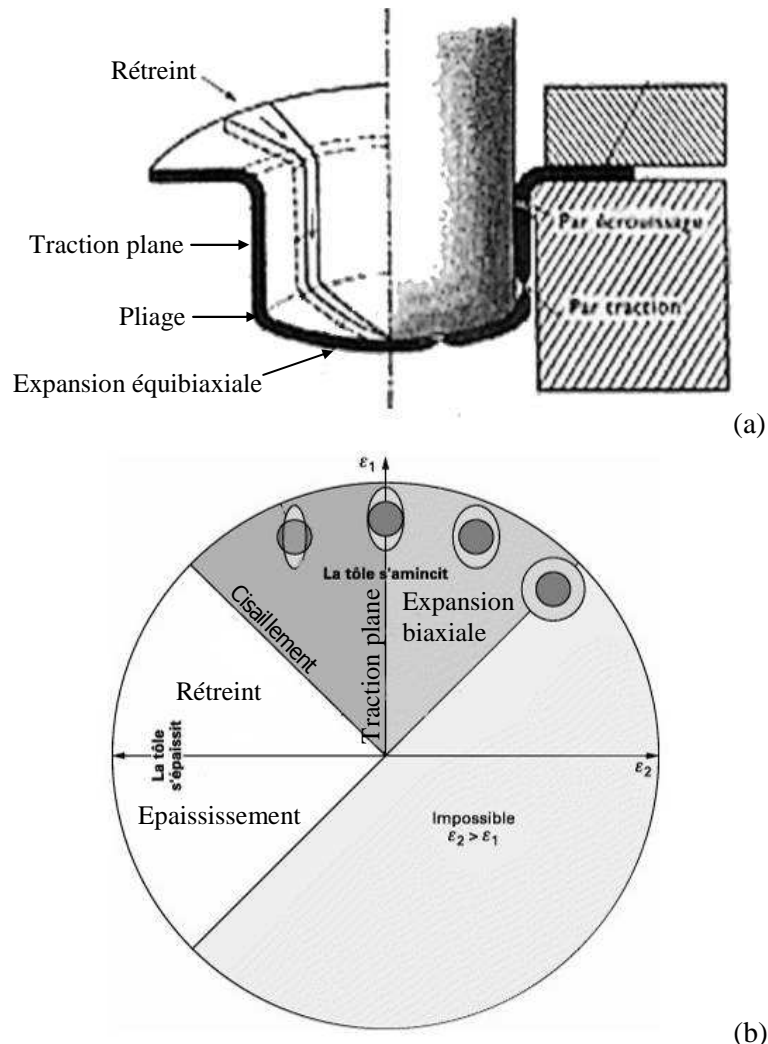


Figure 10 : (a) Schéma du procédé d'emboutissage et les différents modes de déformation, (b) Diagramme des déformations

Généralement, les défauts d'emboutissage sont des plis le long de la collerette de la pièce emboutie lorsque la pression du serre-flan sur la tôle n'est pas suffisante, ou des problèmes de fissuration dans les zones sollicitées en traction plane lorsque la pression de serrage du serre-flan augmente.

La mise en forme de pièces automobiles en acier TWIP par emboutissage à froid a mis en évidence l'occurrence de ruptures systématiques dans les zones de rétreint. La Figure 11a montre la fissuration d'un longeron embouti à froid. La Figure 11b est un exemple du mode de rupture observé sur un godet embouti. Le mode de rupture est caractérisé par un plan incliné d'environ 45° dans l'épaisseur par rapport à la direction de sollicitation. La tôle proche de la zone de rupture ne présente pas d'amincissement marqué, le matériau présentant une absence de striction préalable à la rupture. Pourtant, l'observation du faciès de rupture au microscope électronique montre des cupules caractérisant une rupture de type ductile. Ce mode de rupture est couramment rapporté pour des tôles fines en alliages d'aluminium et d'aciers à très haute résistance mécanique (aciers THR) sous certains modes de sollicitation comme par exemple en pliage, pliage sous traction ou lors d'essais de *stretch forming*. On parle alors de rupture de type *slant*. La particularité de l'acier TWIP est qu'il présente ce mode de rupture dans la majorité des modes de sollicitation, y compris en traction uniaxiale, comme nous le verrons dans cette étude. Le faciès de rupture est caractérisé par la présence de cupules indiquant un mode de rupture ductile (Figure 12).

La rupture se caractérisant par l'absence de striction notable, la formabilité est surestimée par des critères de rupture en instabilité plastique, critères qui sont couramment employés pour prédire la formabilité de tôles. Cette problématique a été abordée dans la littérature pour la rupture de certains alliages d'aluminium et d'aciers dans les modes de sollicitation précédemment cités. La partie suivante présente un état de l'art de ces études.

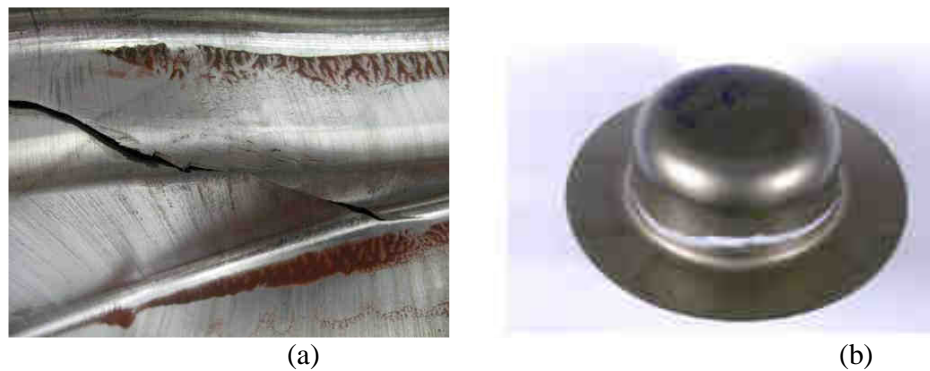


Figure 11 : Ruptures engendrées dans les zones de rétreint lors de l'emboutissage à froid a) d'un longeron et b) d'un godet TWIP Fe22Mn0.6C [Thèse Allain]

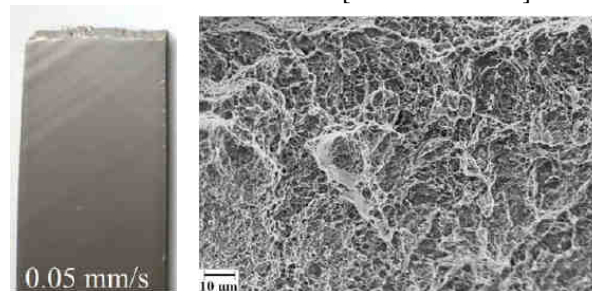


Figure 12 : Mode de rupture en traction uniaxiale d'une éprouvette en acier TWIP Fe22Mn0.5C. Le faciès de rupture présente un caractère ductile [Scavino10]

2.2 Etat de l'art sur la rupture en mode *slant*

Le développement de nouvelles nuances d'acier au carbone à très haute résistance mécanique et la demande de formes à géométrie complexe pour certaines pièces automobiles ont conduit à de nouvelles problématiques de prédiction de la formabilité de tôles. En effet, des ruptures en mode *slant* ont été observées lors de l'emboutissage de tôles dans les zones de pliage caractérisées par un rayon de courbure faible ou dans les flans sollicités en pliage sous traction. Ces ruptures ne sont pas prédites par la courbe limite de formabilité décrite conventionnellement par un critère en instabilité plastique (striction).

La Figure 13 est un exemple de fissuration dans une zone de pliage lors de la mise en forme d'un longeron en acier Dual-Phase DP600 [Hudgins06]. Ce mode de rupture a également été observé par Korhonen et al [Korhonen08] lors d'essais d'emboutissage à froid (*stretch-forming*) sur un acier inoxydable 304 (Figure 14a). Ces auteurs parlent de rupture ductile par cisaillement. Pour l'acier TWIP, la rupture se produit dans la zone sollicitée en rétreint alors que dans le cas de l'étude de Korhonen et al, la rupture est localisée dans la zone de traction plane. Au niveau microscopique, le faciès de rupture présente des cupules et certaines sont allongées en forme de « fer à cheval » dans la direction du cisaillement (Figure 14b et c). L'acier inoxydable 304 étudié par Korhonen et al présente une striction localisée lorsque la tôle est sollicitée en traction uniaxiale jusqu'à rupture (Figure 15). Comme nous l'avons mentionné précédemment, l'acier TWIP ne présente pas d'amincissement notable à la rupture, y compris en traction uniaxiale, ce qui le singularise par rapport aux aciers étudiés par Korhonen et al.



Figure 13 : Rupture d'un longeron automobile en acier Dual-Phase 600 [Hudgins06]

Hudgins et al ont étudié la sensibilité de différents aciers THR à la rupture par cisaillement (HSLA350, DP600, TRIP780, DP780, DP980). Pour cela, des essais de pliage sous traction (Figure 16a) et de *stretch forming* (Figure 16b) sont réalisés avec différents rayons de pliage et différents rayons de poinçon pour les essais de *stretch forming*. Ces essais ont été choisis car ils induisent des modes de sollicitation proches de ceux rencontrés lors des procédés de mise en forme et pour lesquels un mode de rupture par cisaillement a été fréquemment observé. L'intérêt de cette étude réside dans la comparaison des modes de rupture d'aciers présentant des microstructures complexes et des caractéristiques mécaniques différentes. Pour l'acier DP600 et l'acier DP780, deux tôles par matériau, d'épaisseurs différentes, sont également testées. Cette étude nous permet de mettre en évidence des facteurs qui seraient du premier ordre pour induire un mode de rupture par cisaillement par rapport à une rupture en traction (c'est-à-dire avec une striction préalable).

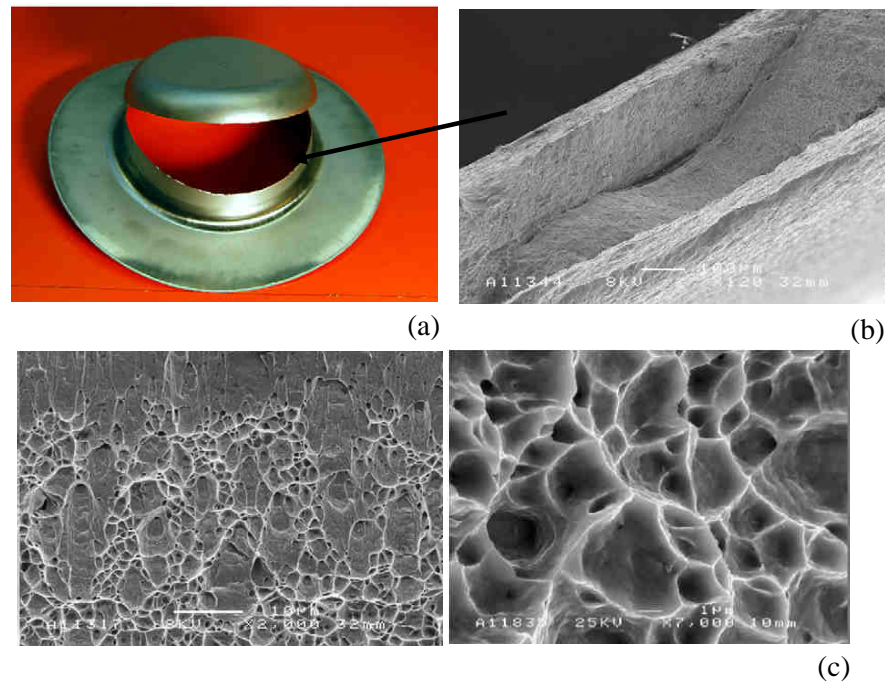


Figure 14 : a) Rupture lors d'un essai d'emboutissage à froid sur un acier 304. b) Mode et c) faciès de rupture [Korhonen08]

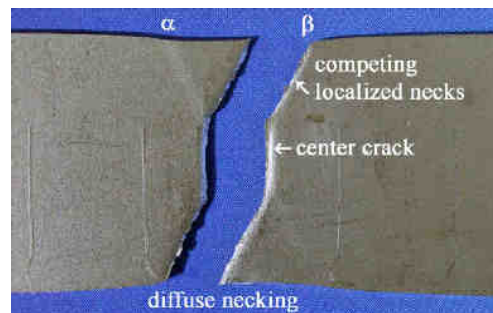


Figure 15 : Rupture d'une éprouvette en acier inoxydable 304 sollicitée en traction uniaxiale à température ambiante [Korhonen08]

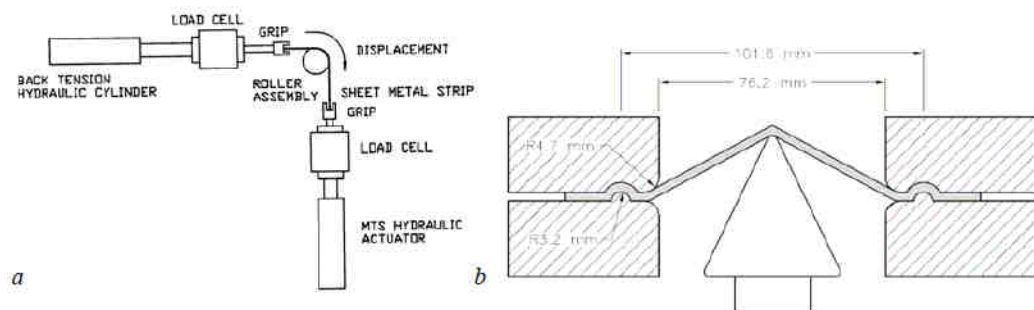


Figure 16 : Schémas des essais utilisés pour évaluer la sensibilité des aciers testés à la rupture par cisaillement : a) Pliage sous traction, b) *Stretch forming* [Hudgins06]

La Figure 17 présente le mode de rupture en pliage sous traction d'une tôle d'épaisseur 1mm en DP600 en fonction du rayon de pliage. Lorsque le rayon de pliage est de 1mm (Figure 17a), l'éprouvette présente une rupture par cisaillement proche de la zone pliée et parallèlement à celle-ci. Plus le rayon de pliage augmente, plus la rupture se produit dans une zone éloignée de la zone de pliage. Pour un rayon supérieur ou égal à 2,5mm, la rupture s'effectue avec un angle de 45° par rapport à la direction de pliage et la striction est de plus en plus marquée avec l'augmentation du rayon. Pour chaque acier, la charge maximale en pliage augmente avec le rayon de pliage puis devient constante pour une valeur critique du rapport (R/t) , R étant le rayon de pliage et t l'épaisseur de la tôle. Hudgins et al observent que cette valeur critique $(R/t)_c$ est cohérente avec la transition de mode de rupture :

- Lorsque $R/t < (R/t)_c$, alors le mode de rupture présente un caractère *slant*.
- Lorsque $R/t > (R/t)_c$, alors le mode de rupture est proche de celui observé en traction uniaxiale, se caractérisant par une striction localisée.



Figure 17 : Mode de rupture d'éprouvettes en DP600 (tôle d'épaisseur 1mm) sollicitées en pliage sous traction avec différents rayons de pliage : a)1mm, b)2,5mm, c)3,2mm, d)5mm, e)6,4mm et f)12,7mm [Hudgins06]

La formabilité des tôles est généralement estimée avec des critères de rupture par instabilité plastique qui ne sont pas adaptés pour des ruptures pilotés par un mécanisme en cisaillement. C'est pourquoi, Hudgins et al considère que la valeur $(R/t)_c$ est une valeur représentative de la capacité de prédire la formabilité du matériau dans ce mode de sollicitation. Ainsi, l'acier DP980 (tôle d'épaisseur 1,4mm) présente une valeur de $(R/t)_c$ élevée par rapport aux autres aciers étudiés et il est nécessaire pour ce matériau de développer un critère permettant de prédire la rupture par cisaillement. Dans cette étude, plus la valeur de $(R/t)_c$ est faible, plus la formabilité du matériau est considérée comme bonne.

Les essais de *stretch forming* présentent des résultats similaires aux essais de pliage sous traction avec une transition dans le mode de rupture : une rupture par cisaillement lorsque le rayon du poinçon est faible et une rupture en traction dans le flanc de la tôle lorsque le rayon augmente (Figure 18). De la même façon, une valeur critique $(R/t)_c$, avec R le rayon du poinçon, est identifiable. Elle n'a cependant pas été mesurée pour l'acier DP980 car il présente uniquement un mode de rupture par cisaillement pour les différents rayons de poinçon testés dans cette étude. Les valeurs critiques identifiées en pliage sous traction et en *stretch-forming* ne sont pas comparables une à une mais Hudgins et al identifient avec ces valeurs une tendance générale et quelques singularités en fonction du matériau étudié.

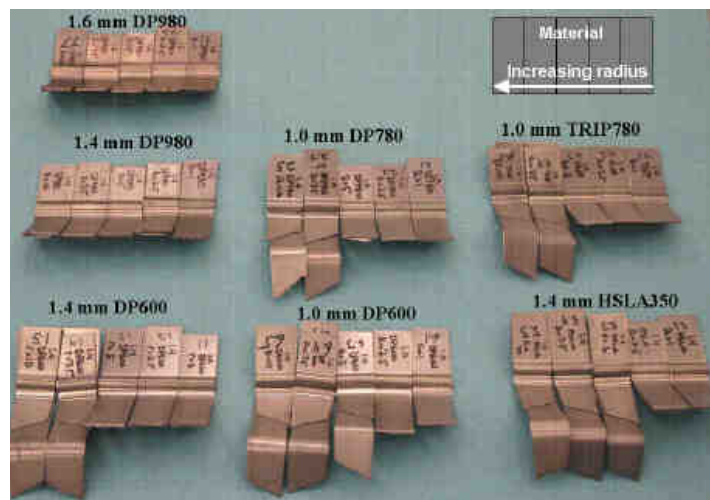


Figure 18 : Mode de rupture des éprouvettes sollicitées en *stretch-forming* en fonction du rayon du poinçon pour les différents aciers étudiés [Hudgins06]

La tendance générale est une augmentation de la valeur de $(R/t)_c$ avec l'augmentation de la résistance maximale en traction uniaxiale de l'acier. Les caractéristiques mécaniques, et notamment la résistance mécanique, semblent du premier ordre pour prédire le mode de rupture. Par exemple, l'acier DP780 et l'acier TRIP780, caractérisés par une résistance mécanique similaire, présentent la même formabilité en *stretch-forming* alors que leur microstructure est très différente.

Cependant, Hudgins et al ont identifié quelques singularités dans les résultats par comparaison avec la formabilité en pliage et avec la réduction de section à rupture en traction uniaxiale. Généralement, une réduction de section à rupture élevée en traction uniaxiale implique une formabilité considérée comme bonne par ces auteurs, c'est-à-dire que la rupture intervient majoritairement par striction dans les flancs, même pour des rayons de pliage faibles. Un acier représentatif de ce type de comportement à rupture est l'acier HSLA. L'acier DP980 présente une réduction de section à rupture en traction uniaxiale 100% plus importante qu'un autre acier de même résistance mécanique. Pourtant, en *stretch-forming*, la rupture de l'acier DP980 s'effectue uniquement par un mode en cisaillement. De plus, Hudgins et al montrent que la réduction de section à la rupture en traction uniaxiale dépend de la microstructure de cet acier : quand les bandes de ségrégation sont marquées, la formabilité diminue.

Hudgins et al concluent que la formabilité des aciers THR est également influencée par la microstructure comme par exemple les structures en bandes de ségrégation, la fraction de martensite, la répartition des différentes phases... Ces conclusions sont proches de celles de Wagoner et al qui font l'hypothèse d'un lien entre le mode de rupture macroscopique et les hétérogénéités de microstructure dans ces aciers, qui peuvent induire des concentrations de contraintes et des conditions de déformation différentes selon les phases du matériau [Wagoner09]. Nous pouvons compléter ces résultats avec ceux de Yoshida et al qui mettent en évidence l'influence du coefficient d'écrouissage et de l'épaisseur de la tôle sur le mode de rupture en *stretch-forming* avec une démarche similaire à celle de Hudgins et al [Yoshida05].

3 Conclusion

Ce chapitre a introduit les particularités de l'acier TWIP en termes de microstructure, de mécanismes de déformation et de comportements mécaniques macroscopiques. Un état de l'art des connaissances du comportement de ces aciers nous permet de réfléchir aux facteurs critiques qui peuvent influencer les mécanismes d'endommagement et expliquer le mode systématiquement *slant* de la rupture.

A température ambiante, la déformation de l'acier TWIP s'effectue par maclage mécanique et glissement planaire de dislocations majoritairement dissociées. L'activation d'un maclage mécanique intense dépend d'orientations cristallines préférentielles dans les grains. Avant la rupture, la microstructure se caractérise par une très forte densité de dislocations et par des faisceaux de nano-macles qui diminuent la taille de grains effective. Peu d'études s'intéressent à des éventuelles concentrations de contraintes induites par les interactions entre macles, macles/joints de grains ou macles/dislocations. Récemment, Bouaziz et al font l'hypothèse du rôle joué par ces interactions sur le fort effet Bauschinger mesuré macroscopiquement [Bouaziz08]. Nous pouvons ensuite nous interroger sur l'influence d'éventuelles concentrations de contraintes sur l'amorçage de microcavités au sein de la microstructure.

L'acier TWIP se caractérise également par un mécanisme de pseudo vieillissement dynamique. Macroscopiquement, ce mécanisme se caractérise par une sensibilité négative à la vitesse de déformation et la présence de hachures sur les courbes de traction uniaxiale. Dans ce mode de sollicitation, on observe une propagation continue de bandes de déformation le long du fût des éprouvettes. Récemment, certains auteurs s'interrogent sur l'influence de l'effet PLC sur le mode de rupture mais les résultats sont souvent controversés [Wang11]. Le lien avec le caractère *slant* de la rupture et la présence de bandes de déformation n'ont pour l'instant pas été identifiés. Il faut noter que ce mode de rupture est rencontré par exemple pour des essais biaxiaux où les bandes de déformation ne sont pas observées. [Scavino2010].

Dans cette étude, il nous semblera donc intéressant de vérifier si l'existence d'un mécanisme de maclage mécanique et la présence de pseudo vieillissement dynamique influencent le mode de rupture et la morphologie de l'endommagement.

La problématique de formabilité de l'acier TWIP en emboutissage se rapproche de celle rencontrée pour d'autres aciers qui présentent des caractéristiques mécaniques élevées. L'absence de striction notable ne permet pas de prédire correctement la formabilité de ces aciers par des critères en instabilité plastique. Dans la littérature, différents auteurs se sont intéressés aux essais d'emboutissage et de pliage sous traction pour étudier la rupture en mode *slant* rencontré lors de ces modes de sollicitation. Cependant, ces études n'ont pas mis en évidence de paramètre macroscopique dont une valeur critique puisse permettre de prédire la rupture. La capacité d'écrouissage et la haute résistance mécanique semblent jouer un rôle significatif pour l'observation de ce mode de rupture mais différents facteurs comme la complexité de la microstructure, l'épaisseur de la tôle et le mode de sollicitation n'ont pas été écartés.

4 Références bibliographiques

- [Adler86] *Strain Hardening of Hadfield Manganese Steel*, P.H.Adler, G.B.Olson, W.S.Owen, Metall. Trans., A 17a (1986) 1725
- [Allain04] *A physical model of the twinning-induced plasticity effect in a high manganese austenitic steel*, S.Allain, J.-P.Chateau, O.Bouaziz, Mater. Sci. Eng., (2004) 143-147
- [Barbier09] *Analysis of the tensile behaviour of a TWIP steel based on the texture and microstructure evolutions*, D.Barbier, N.Gey, S.Allain, N.Bozzolo, M.Humbert, Mat. Sci. Eng., A 500 (2009) 67-78
- [Bayraktar04] *Deformation and fracture behaviour of high manganese steel*, E.Bayraktar, F.A.Khalid, C.Levailant, J.Mat. Proc. Tech., 147 (2004) 145–154
- [Bouaziz08] *Effect of grain and twin boundaries on the hardening mechanisms of Twinning Induced Plasticity steels*, O.Bouaziz, S.Allain, C.Scott, Scr. Mat., 58 (2008) 484-487
- [Canadinc08] *On the negative strain rate sensitivity of Hadfield steel*, D.Canadinc, C. Efstathiou, H.Sehitoglu, Scr. Mat., 59 (2008) 1103–1106
- [Chen07] *Some aspects of thermo-mechanical properties of high Mn TWIP steels investigated by in-situ infrared thermography*, L.Chen, S.Birosca, H.S.Kim, S.K.Kim, B.C.De Cooman, Mat. Sci. Tech., (2007) 183-193
- [Cornette05] *Ultra high strength FeMn TWIP steels for automotive safety parts*, D.Cornette, P.Cugy, A.Hildenbrand, M.Bouzekri, G.Lovato, Revue de Métallurgie, 12 (2005) 905-918
- [Cottrell53] *A note on the Portevin–Le Chatelier effect*, A.Cottrell, Phil. Mag., 44 (1953) 829–832
- [Dastur81] *Mechanism of work hardening in Hadfield Manganese Steel*, Y.N. Dastur., N.Leslie, Metall. Trans., A. 12A (1981) 749-759
- [Dumay08] *Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe–Mn–C steel*, A.Dumay, J.-P.Chateau, S.Allain, S.Migot, O.Bouaziz, Mat. Sci. Eng., A 483 (2008) 184-187
- [Efstathiou10] *Strain hardening and heterogeneous deformation during twinning in Hadfield steel*, C.Efstathiou, H.Sehitoglu, Acta Mat., 58 (2010) 1479–1488
- [Grässel00] *High strength Fe-Mn(Al,Si) TRIP/TWIP steels developement - properties – application*, O.Grassel, L.Krüger, G.Frommeyer, L.W.Meyer, Int. J. Plast., 16 (2000) 1391-1409
- [Hudgins06] *The susceptibility to shear fracture in bending of Advanced High*

- Strength Sheet Steels*, A.Hudgins, D.Matlock, J.Speer, J.Fekete, M.Walp, Mat. Sci. Tech., 1 (2007) 143-155
- [Hutchinson06] *On dislocation accumulation and work hardening in Hadfield steel*, B.Hutchinson, N.Ridley, Scr. Mater., 55 (2006) 299–302
- [Jin09] *Strain hardening behavior of a Fe–18Mn–0.6C–1.5Al TWIP steel*, J.-E.Jin, Y.-K.Lee, Mat. Sci. Eng., A 527 (2009) 157-161
- [Karaman00] *Modeling the deformation behavior of hadfield steel single and polycrystals due to twinning and slip*, I.Karaman, H.Sehitoglu, J.Beaudoin, I.Chumlyakov, H.J.Maier, C.N.Tome, Acta Mat., 48 (2000) 2031±2047
- [Korhonen08] *Forming and fracture limits of austenitic stainless steel sheets*, AS.Korhonen,, T.Manninen, Mat. Sci. Eng., A 488 (2008) 157-166
- [Kubin89] *Evolution of dislocation densities and the critical conditions for the Portevin Le Châtelier effect*, L.P. Kubin, Y.Estrin, Acta Mat., 38 (1990) 5
- [Lebydkina09] *On the mechanism of unstable plastic flow in an austenitic FeMnC TWIP steel*, A.Lebedkina, M.A.Lebyodkin, J.-Ph.Chateau, A.Jacques, S.Allain, Mat. Sci. Eng., A 519 (2009) 147–154
- [McCormick88] *Theory of flow localization due to dynamic strain ageing*, P.McCormick, Acta Met., 36 (1988) 3061–3067
- [Owen98] *Strain aging of austenitic Hadfield manganese steel*, W.S.Owen, M.Grujicic Acta Mat. 47 (1999) 111-126
- [Rémy78] *Kinetics of f.c.c. deformation twinning and its relationship to stress-strain behaviour*, L.Rémy, Act. Met., 26 (1978) 443
- [Renard10] *Characterisation of the Portevin-Le Châtelier effect affecting an austenitic TWIP steel based on digital image correlation*, K.Renard, S.Ryelandt, P.J.Jacques, Mat. Sci. Eng., A 527 (2010) 2969–2977
- [Scavino] *Plastic Localization Phenomena in a Mn-Alloyed AusteniticSteel*, G.Scavino, F.d’ Aiuto, P.Matteis, P.R.Spena, D.Firrao, Met. Mat. Trans., A 41 (2010) 1493-1501
- [Schuman72] V.H. Schumann, Neue Hütte 17 (1972) 605-609
- [Scott05] *The development of a new Fe-Mn-C austenitic steel for automotive application*, C.Scott, N.Guelton, S.Allain, M.Faral, Proceeding of the MS&T’05 Conference, Pittsburgh, PA, USA, 2005
- [Thèse Allain] Caractérisation et modélisation thermomécaniques multi-échelles des mécanismes de déformation et d’écrouissage d’aciers austénitiques à haute teneur en manganèse – application à l’effet TWIP, S.Allain, Thèse Institut National Polytechnique de Lorraine, 9 février 2004
- [Thèse Barbier] Etude du comportement mécanique et des évolutions microstructurales de l’acier austénitique Fe22Mn0.6C à effet TWIP

- sous sollicitations complexes. Approche expérimentale et modélisation, D.Barbier, Thèse Université Paul Verlaine de Metz, 6 mars 2009
- [Thèse Rémy] Maclage et transformation martensitique CFC – HC induite par déformation plastique dans les alliages austénitiques à basse énergie de défaut d’empilement des systèmes Co-Ni, Cr-Mo, Fe-Mn-C, L.Rémy, Thèse Université de Paris Sud Centre d’Orsay, 18 décembre 1975
- [Vercammen03] *Cold rolling behaviour of an austenitic Fe₃₀Mn₃Al₃Si Twip steel: the importance of deformation twinning*, S.Vercammen, B.Blanpain, B.C.De Cooman, P.Wollants, Acta Mater., 52 (2004) 2005–2012
- [Wagoner09] *Formability of advanced high strength steels*, R.H.Wagoner, J.H.Kim, J. H.Sung, Int. J. Mat. Form., 2 (2009) 359-362
- [Wang11] *Portevin-Le Chatelier (PLC) instabilities and slant fracture in C-Mn steel round tensile specimen*, H.Wang, C.Berdin, M.Mazière, S.Forest, C.Prioul, A.Parrot, P.Le-Delliou, Scr. Mat, 64 5 (2011) 430-433
- [Zavattieri10] *Spatio-temporal characteristics of the Portevin–Le Châtelier effect in austenitic steel with twinning induced plasticity*, P.D.Zavattieri, V.Savic, L.G.Hector Jr., J.R.Fekete, W.Tong, Y.Xuan, Int. J. Plast., 25 (2009) 2298-2330

Chapitre 2

Présentation de l'étude

Cette étude sur la rupture des aciers TWIP se décompose en deux approches : l'une phénoménologique et l'autre physique. Dans ce chapitre, la démarche pour chaque approche est d'abord détaillée. Après avoir présenté les deux nuances d'acier TWIP étudiées, la procédure expérimentale est tout particulièrement décrite, depuis les essais de caractérisation du comportement mécanique jusqu'aux essais induisant des modes de déformation plus complexes.

1 Position du problème et présentation de la démarche

L'état de l'art présenté dans le Chapitre 1 montre que les mécanismes de déformation des aciers TWIP sont bien connus aujourd'hui, même si certaines controverses subsistent. L'objectif de cette thèse est d'apporter des connaissances sur l'acier TWIP dans le domaine de l'endommagement et de la rupture, domaine qui a été peu abordé dans la littérature sur ces aciers. Cette étude passe par :

- une analyse phénoménologique avec la détermination des caractéristiques mécaniques locales à la rupture par une approche à la fois expérimentale et numérique,
- une analyse physique des mécanismes de rupture à l'échelle de la microstructure.

Ces études à deux échelles différentes visent à identifier un critère de rupture quantitatif capable d'estimer la formabilité des aciers TWIP sous différents modes de déformation et utilisable avec les codes de mise en forme.

1.1 Approche phénoménologique de la rupture

La problématique industrielle de rupture lors de la mise en forme de l'acier TWIP et l'absence de critère macroscopique comme microscopique capable de la prédire, nous conduisent à nous intéresser aux aspects phénoménologiques de la rupture. Cette étude comporte une approche expérimentale et numérique, et se situe dans le cadre particulier de la rupture ductile par cisaillement.

Nous avons vu dans le Chapitre 1 que la rupture des aciers TWIP en emboutissage présente un caractère en biseau (*slant*) et que le matériau semble sensible à la rupture ductile par cisaillement. Mais étudier le comportement d'un matériau en emboutissage par des essais sur godets est difficile car l'exploitation de ces essais reste limitée (utilisation de grilles de déformation). La simulation d'essais de mise en forme est également plus complexe que la simulation d'essais simples dans un plan donné de la tôle (les conditions aux limites, par exemple les frottements, ne sont pas toujours bien connues). Surtout, sur l'ensemble des modes de déformation testés, la rupture de l'acier TWIP s'est toujours produite en mode *slant* y compris en traction uniaxiale monotone. Le mode de rupture observé en traction uniaxiale est donc déjà représentatif du mode de rupture en emboutissage.

L'étude expérimentale consiste à élargir la base expérimentale à différents modes de sollicitation et déterminer les facteurs critiques entraînant la rupture en mode *slant* de l'acier TWIP. L'idée est de réaliser des essais en étant capable de les instrumenter et de les analyser mécaniquement, notamment par simulation numérique. En plus des essais de caractérisation mécanique classiques, deux géométries d'éprouvettes ont été utilisées : l'une pour caractériser le comportement à rupture en cisaillement de l'acier TWIP, l'autre pour étudier spécifiquement la rupture *slant*. La géométrie de ces éprouvettes qui permettent des **essais sous sollicitations complexes** est présentée dans la partie 3.3 de ce chapitre.

Il s'agit :

- d'un essai de cisaillement dans le plan de la tôle jusqu'à rupture (Partie 3.3.1),
- d'un essai sur une éprouvette entaillée dans l'épaisseur de la tôle (Partie 3.3.2), induisant une rupture en mode *slant* dans une zone localisée et connue de l'éprouvette.

L'étude numérique consiste à simuler l'ensemble des essais mécaniques réalisés jusqu'au niveau de rupture relevé expérimentalement. Ces simulations ne sont possibles qu'après avoir identifié un modèle de comportement validé sur une large gamme de sollicitations, et surtout dans la gamme de sollicitations que les essais sous sollicitations complexes feront intervenir. La simulation des essais mécaniques permet d'analyser mécaniquement la rupture en estimant les déformations et surtout les contraintes locales (ces dernières étant impossibles à mesurer expérimentalement).

Dans un premier temps, le comportement mécanique des deux nuances étudiées a été caractérisé à partir des essais suivants :

- des essais de traction uniaxiale sur éprouvettes lisses, réalisés dans deux gammes de vitesses de déformation : faibles vitesses ($10^{-4}\text{s}^{-1} < \dot{\epsilon} < 10^{-1}\text{s}^{-1}$) et vitesses moyennes (50s^{-1} et 110s^{-1}),
- des essais quasi-statiques de traction sur éprouvettes entaillées,
- des essais de cisaillement plan avec trajet retour (dits « essais Bauschinger »).

Cette étape est nécessaire pour déterminer un modèle de comportement et en identifier les paramètres.

En plus des caractéristiques mécaniques en traction, les **essais de traction uniaxiale sur éprouvettes lisses** mettent en évidence la sensibilité à la vitesse de déformation dans deux gammes de vitesses : faibles (de 4.10^{-4}s^{-1} à 4.10^{-2}s^{-1}) à moyennes (50s^{-1} et 110s^{-1}). L'anisotropie en contrainte et en déformation est également caractérisée. L'anisotropie et la sensibilité à la vitesse de déformation sont deux facteurs importants à déterminer pour simuler correctement l'ensemble des essais.

L'influence de la triaxialité des contraintes est mise en évidence par des **essais de traction sur éprouvettes entaillées** de différents rayons d'entaille. L'intérêt de ces éprouvettes réside également dans le fait que la déformation est fortement localisée autour des entailles. Elle atteint alors localement une valeur à la rupture généralement supérieure à celle déterminée en traction. Ces essais permettent donc à la fois d'identifier les paramètres contrôlant la forme de la surface de charge et de caractériser le comportement aux grandes déformations.

Des essais avec trajet retour ont été réalisés afin de caractériser l'effet Bauschinger. En effet, lors des procédés de mise en forme (emboutissage, pliage...), la déformation plastique des tôles s'effectue dans plusieurs directions avec des changements de trajet de déformation. Lorsque les propriétés physiques de la tôle deviennent fonction de la direction de la déformation plastique, on parle d'un effet Bauschinger. Bauschinger et al. [Bauschinger81] ont ainsi observé que la limite d'élasticité en compression d'une éprouvette en fer pré-déformée en traction était inférieure à la limite d'écoulement initiale en traction. L'effet Bauschinger est dû :

- à l'existence de contraintes résiduelles (« back stresses ») dues à des forces d'interaction entre les dislocations et des obstacles, qui contribuent à l'évolution de la contrainte d'écoulement en fonction de la pré-déformation.
- à l'anisotropie de la force motrice des dislocations.

Ainsi, lors de la décharge d'une éprouvette pré-déformée, la contrainte d'écoulement dans la direction retour est atteinte durant la décharge et de la déformation plastique est observée avant le début de la sollicitation retour. Ce résultat expérimental rend évident le rôle des contraintes internes sur l'effet Bauschinger. Etudier l'effet Bauschinger revient donc à étudier l'effet d'une pré-déformation plastique sur les propriétés mécaniques d'un matériau.

Un essai de traction-compression dans la direction du plan de la tôle est difficile à réaliser car la déformation plastique atteignable en compression avant flambage est faible. L'effet Bauschinger a donc été caractérisé par des **essais de cisaillement avec trajet retour**. La caractérisation du comportement mécanique en cisaillement permet également de modéliser de façon correcte les essais sous sollicitation complexe qui induisent ce mode de sollicitation.

A partir de ces essais de caractérisation du comportement mécanique, un modèle de comportement est identifié par un calcul d'optimisation. Il est ensuite validé par simulation des essais sous sollicitations complexes et comparaison avec les mesures expérimentales.

La caractérisation du comportement mécanique, l'identification d'un modèle de comportement et sa validation sur les essais sous sollicitations complexes constituent le Chapitre 3 de ce manuscrit.

1.2 Analyse physique de la rupture

Le **Chapitre 4** a pour objectif la compréhension des mécanismes physiques menant à la rupture. Cette étude, à une échelle plus locale que la précédente, est réalisée grâce à l'observation des modes et faciès de rupture et de la microstructure de déformation.

Les modes de rupture (observations macroscopiques) et les faciès de rupture (observations microscopiques) des différentes éprouvettes utilisées ont été analysés afin de comprendre l'influence de divers paramètres sur la rupture, c'est-à-dire l'influence:

- du sens de prélèvement des éprouvettes (éprouvettes lisses sollicitées en traction dans les sens long, travers et diagonal),
- de la triaxialité des contraintes (triaxialité plus élevée lors des essais de traction sur éprouvettes entaillées, triaxialité nulle lors des essais de cisaillement dans le plan de la tôle),
- du mécanisme de « pseudo » vieillissement dynamique,
- des mécanismes de déformation en jeu (présence ou non de maclage mécanique en plus du glissement des dislocations).

La vitesse de sollicitation et la température sont deux facteurs sur lesquels nous pouvons intervenir pour étudier l'influence sur la rupture de la présence d'un pseudo vieillissement dynamique à température ambiante et de la déformation par maclage mécanique. En effet, le vieillissement dynamique est un mécanisme présent dans un certain domaine de température et de vitesse de déformation. De même, le maclage mécanique est le mécanisme de déformation prépondérant à température ambiante mais est absent à température élevée (car l'énergie de défaut d'empilement augmente avec la température, cf. Chapitre 1).

Des essais quasi-statiques de traction uniaxiale à 400°C et 600°C ont donc été réalisés dans le but de comparer les faciès de rupture de ces éprouvettes (déformées sans intervention du maclage mécanique) avec ceux des éprouvettes sollicitées à température ambiante. Nous disposons également de faciès de rupture d'éprouvettes sollicitées en

traction à des vitesses de déformation moyennes (de l'ordre de 100s^{-1}). Dans ce domaine de vitesse, on n'observe pas de vieillissement dynamique (et la sensibilité à la vitesse est positive).

L'ensemble des faciès de rupture a été observé au microscope électronique à balayage (mode électrons secondaires, 10kV, distance de travail d'environ 5 mm).

Pour étudier la rupture à l'échelle microstructurale, la présence d'endommagement a été recherchée dans les zones de rupture et en pointe des fissures. Pour être capable d'arrêter la propagation des fissures sous chargement monotone, qui est très instable dans ces matériaux, des éprouvettes de déchirure Kahn ont été utilisées. Bien que les courbes ne soient pas exploitables quantitativement, un flambage latéral ayant eu lieu au cours des essais (du fait de la très forte déformation avant rupture de ces éprouvettes), une propagation stable de la fissure a été obtenue et interrompue sur certaines éprouvettes. Les éprouvettes concernées ont ensuite été polies et l'endommagement a été recherché en pointe de fissure. Nous verrons dans le Chapitre 4 que peu d'endommagement a été mis en évidence par sections métallographiques. Ce résultat nous a conduit à utiliser un outil d'imagerie plus avancé : la microtomographie. Des observations des zones de rupture de différentes éprouvettes ont été réalisées à l'ESRF de Grenoble et l'un des résultats a fait l'objet d'un article publié à ce jour [Lorthios10]. Cet article fait partie intégrante du Chapitre 4.

1.3 Identification d'un critère de rupture

L'objectif de cette étude est de déterminer un critère de rupture macroscopique valide sous différents modes de déformation. Dans un premier temps, la courbe limite de formabilité (CLF) de l'acier TWIP a été identifiée à partir des essais expérimentaux réalisés dans cette étude. Il s'agit de la CLF à rupture puisque pour l'acier TWIP la ruine et la rupture sont deux états très proches (la ruine entraînant immédiatement la rupture du matériau). La base expérimentale a également été élargie par des essais réalisés par la société prestataire MatFem [Rapport_Goncalves] sur les mêmes nuances d'acier TWIP que celles étudiées ici.

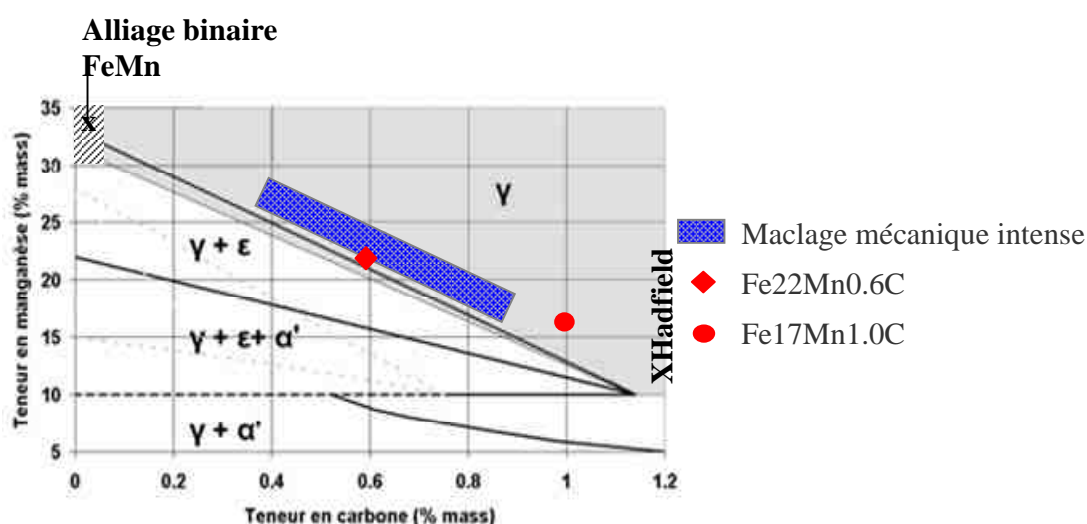
L'ensemble des essais expérimentaux ont été simulés afin d'estimer les caractéristiques mécaniques locales (triaxialité, contraintes, vitesses de déformation) à la rupture. Cette étude nous permettra de nous orienter vers un critère de rupture que nous discuterons par comparaison aux critères de rupture employés dans la littérature. L'influence du critère de plasticité sur la forme de la CLF est également étudiée.

La dernière partie du Chapitre 5 est consacrée à l'influence de la prise en compte des phénomènes de localisation et de sensibilité à la vitesse sur la prédiction de la rupture. D'après l'état de l'art du Chapitre 1, l'acier TWIP présente des caractéristiques proches de celles observées en présence de vieillissement dynamique. Il nous semble important d'en tenir compte lorsqu'on étudie la rupture. Nous avons donc identifié un modèle de comportement tenant compte de ce mécanisme, que nous appellerons pour simplifier « Modèle PLC ». Il nous permettra d'étudier à la fois l'effet de la déformation par bandes de localisation sur les contraintes locales lors d'un essai de traction uniaxiale, et également l'influence de la sensibilité à la vitesse sur l'écrouissage. Nous verrons s'il est nécessaire ou pas de tenir compte de la sensibilité à la vitesse de déformation pour prédire correctement la rupture, notamment lorsque l'essai induit une vitesse de déformation hétérogène dans la structure.

2 Matériaux

Deux nuances d'aciers TWIP sont étudiées : l'une, que nous nommerons Fe22Mn0.6C, contient 22% de manganèse et de 0,6% de carbone et l'autre, que nous nommerons Fe17Mn1.0C, contient 17% de manganèse et de 0,9% de carbone (en masse).

Il s'agit d'alliages Fe-Mn-C à basse énergie de défaut d'empilement (typiquement 20mJ.m^{-2} à 20°C). Elle a été élaborée à partir de l'étude du diagramme de stabilité des phases pour un alliage ternaire Fe-Mn-C, et de la variation de l'énergie de défaut d'empilement en fonction de la température et de la composition (Figure 19).



La microstructure initiale de ces matériaux est austénitique. La composition a été choisie pour garantir la déformation par maillage mécanique et glissement de dislocations (et non par transformation martensitique). Les études conduites par ArcelorMittal ont conclu que les propriétés mécaniques générées par l'effet TWIP étaient optimales lorsque la composition de l'acier se situe à la limite des domaines de transformation martensitique et de déformation par maillage mécanique [Scott04].

Par rapport à la nuance étudiée par S.Allain [Thèse Allain], la nuance Fe22Mn0.6C étudiée ici est alliée à 0,2% en masse de vanadium. Le vanadium permet d'augmenter la limite d'élasticité de cette nuance d'environ 200MPa grâce à la précipitation de petits carbonitrides de vanadium lors du recuit continu. La composition Fe17Mn1.0C est une nuance nouvellement à l'étude. Elle est alliée à 0,3% en masse de vanadium. Ces nuances contiennent environ 8 ppm de soufre.

Les brames sont laminées à chaud jusqu'à une épaisseur d'environ 3mm puis à froid pour obtenir une tôle de 1.5mm, recristallisée ensuite par recuit continu. Nous travaillons sur des tôles nues. A l'état de réception, la microstructure de ces aciers présente de petits grains dont la taille moyenne est de $2\text{-}3\mu\text{m}$ (Figure 20). La microstructure présente une taille de

grains faiblement hétérogène avec des zones où la taille de grains est de quelques microns et quelques grains dont la taille est d'environ 10 μ m.

Remarque : Dans tout ce qui suit, le sens L correspond au sens de laminage de la tôle, le sens T au sens travers long et le sens TC au sens travers court (épaisseur).

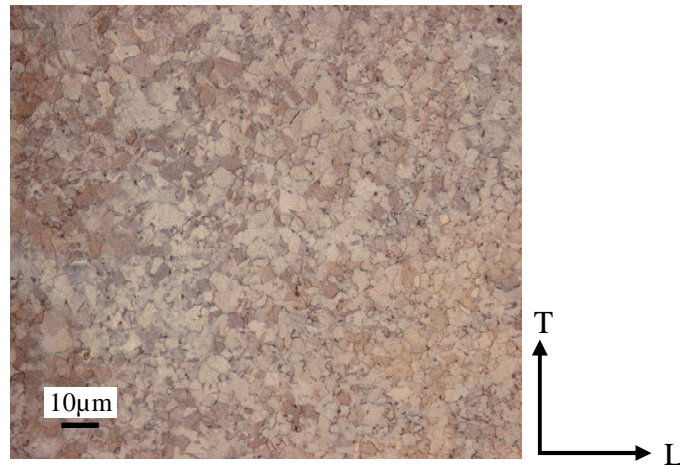


Figure 20 : Microstructure à l'état initial, dans le plan de la tôle, de la nuance Fe22Mn0.6C après polissage + attaque électrolytique (observation au microscope optique)

Une observation au microscope électronique à balayage (MEB mode électrons secondaires) de la tranche de la tôle met en évidence la présence de multiples bandes de ségrégation parallèles au plan de la tôle (Figure 21).

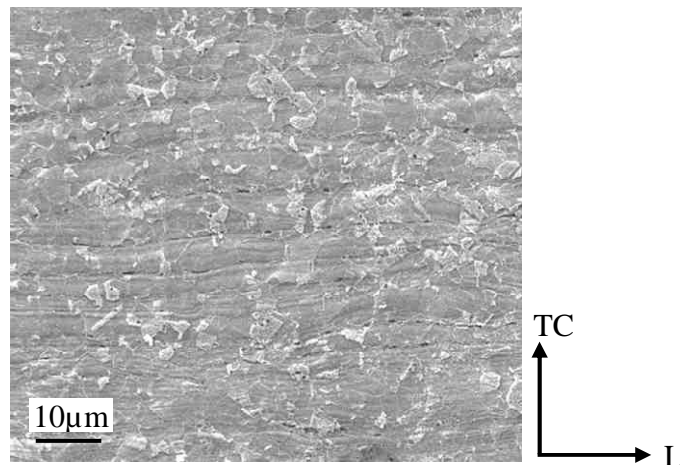


Figure 21 : Microstructure à l'état initial, dans la tranche de la tôle, de la nuance Fe22Mn0.6C après polissage mécanique et finition à la silice colloïdale (observation au MEB)

3 Essais mécaniques et techniques expérimentales

3.1 Essais de caractérisation du comportement mécanique

Les essais de caractérisation du comportement mécanique comprennent :

- des essais de traction uniaxiale sur éprouvettes lisses, à des vitesses de déformation faibles et moyennes,
- des essais quasi-statiques de traction sur éprouvettes entaillées (trois rayons d'entaille),
- des essais de cisaillement avec trajet retour et de cisaillement cyclique.

Les **essais de traction quasi-statiques sur éprouvettes lisses et entaillées** ont été réalisés sur une machine servo-hydraulique MTS équipée d'une cellule de 50kN pour la nuance Fe22Mn0.6C et Instron avec une cellule de 250kN pour la nuance Fe17Mn1.0C. La géométrie de ces éprouvettes est présentée sur la Figure 22.

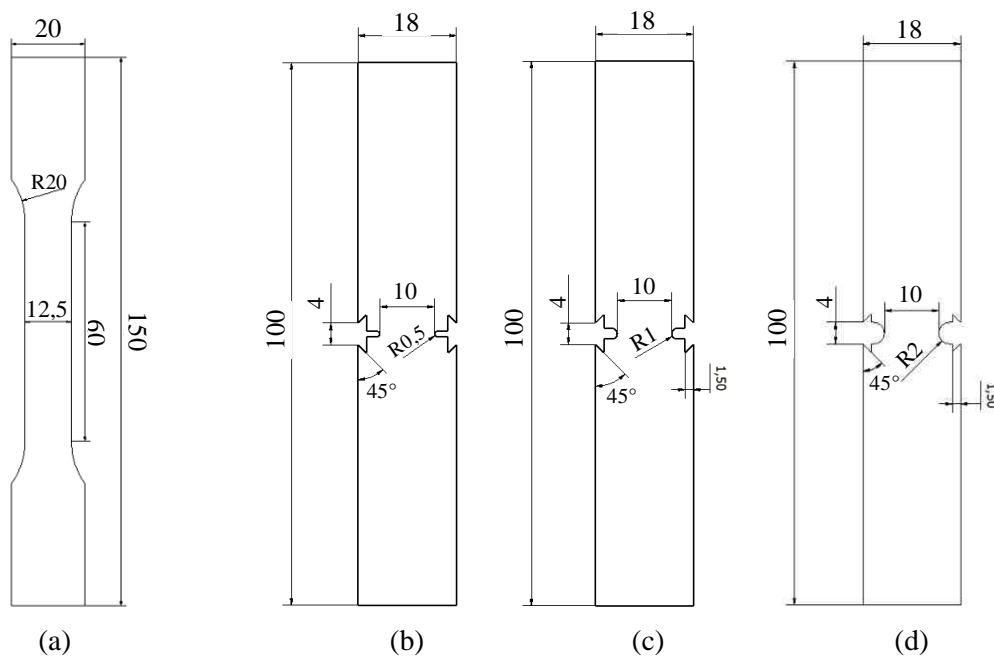


Figure 22 : Géométrie des éprouvettes de traction a) lisses et entaillées de b) rayon $R=0,5\text{mm}$, c) $R=1\text{mm}$ et d) $R=2\text{mm}$

Ces éprouvettes ont été usinées par électroérosion au fil en pleine tôle dans trois directions principales : le sens long (L), travers long (T) et diagonal (45°), comme schématisé sur la Figure 23.

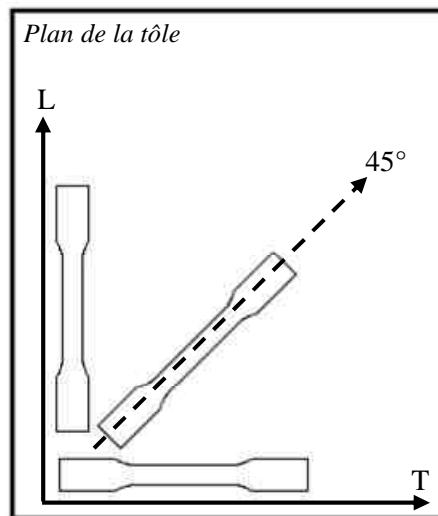


Figure 23 : Prélèvement des éprouvettes dans le sens de laminage de la tôle (L), le sens traverse long (T) et en diagonal (45°)

Les **essais de traction uniaxiale sur éprouvettes lisses** ont été effectués à des vitesses de traverse de 0,023mm/s, 0,23mm/s et 2,3 mm/s soit une vitesse de déformation initiale de $4.10^{-4}s^{-1}$, $4.10^{-3}s^{-1}$ et $4.10^{-2}s^{-1}$. Les déformations longitudinales sont déduites de l'allongement mesuré à partir d'un extensomètre MTS de longueur de jauge 9 mm, la longueur du fût de l'éprouvette étant de $L_0=60\text{mm}$. Les déformations latérales ont été mesurées à partir d'un rétractomètre (Figure 24). Deux éprouvettes par condition expérimentale (sens de prélèvement et vitesse) ont été testées pour vérifier la reproductibilité des courbes macroscopiques. Bien que les courbes se superposent parfaitement en terme d'écoulement plastique, nous verrons dans le Chapitre 3-1 qu'il y a un peu de dispersion sur l'allongement à rupture.

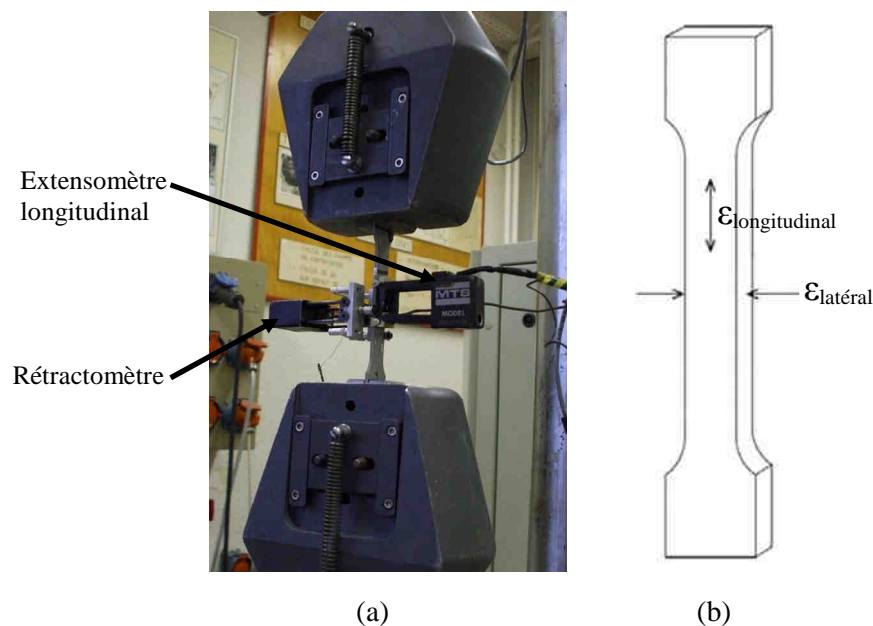


Figure 24 : Mesure des déformations longitudinales et latérales à l'aide d'extensomètres mécaniques, a) photo et b) schéma du montage

La contrainte nominale et l'allongement relatif peuvent être directement déduits des relations (1) et (2) :

$$\sigma_n = \frac{F}{S_0} \quad (1)$$

$$\varepsilon_n = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (2)$$

où F est la force appliquée à la surface initiale S_0 de l'éprouvette, ΔL l'allongement de l'extensomètre et L_0 la longueur de jauge initiale. L'allongement à rupture A_t , la limite d'élasticité Re et la résistance mécanique Rm ont été mesurés sur les courbes nominales. La limite d'élasticité Re correspond à la valeur de la contrainte lorsque la courbe nominale « $\sigma - \varepsilon$ » s'écarte de la linéarité.

Les contraintes et déformations vraies sont déterminées avec les relations (3) et (4) sous une hypothèse de conservation de volume.

$$\sigma_v = \frac{F}{S} = \frac{F.L}{S_0.L_0} = \sigma_n.(1 + \varepsilon_n) \quad (3)$$

$$\varepsilon_v = \int \frac{\partial L}{L} = \ln\left(\frac{L}{L_0}\right) = \ln(1 + \varepsilon_n) \quad (4)$$

L'anisotropie en déformation est caractérisée par les coefficients de Lankford, dont la définition est rappelée avec les relations (5) à (8). Ils sont calculés à partir des déformations vraies longitudinales, latérales et dans l'épaisseur de la tôle.

$$\text{Coefficient de Lankford} = \frac{\varepsilon_{latéral}^p}{\varepsilon_{épaisseur}^p} = \frac{\varepsilon_{latéral}^p}{-\varepsilon_{latéral}^p - \varepsilon_{longitudinal}^p} \quad (5)$$

C'est-à-dire, lorsque la direction de sollicitation est parallèle au sens long de la tôle :

$$R_0 = \frac{\varepsilon_T^p}{\varepsilon_S^p} \quad (6)$$

Lorsque la direction de sollicitation est parallèle au sens travers de la tôle :

$$R_{90} = \frac{\varepsilon_L^p}{\varepsilon_S^p} \quad (7)$$

Lorsque la direction de sollicitation est parallèle au sens diagonal de la tôle :

$$R_{45} = \frac{\varepsilon_{-45}^p}{\varepsilon_S^p} \quad (8)$$

avec ε_L^p , ε_T^p et ε_{-45}^p les déformations plastiques vraies dans le sens long, travers long et en diagonal de la tôle (-45°), ε_S^p les déformations plastiques vraies dans le sens travers court (épaisseur).

Pour réaliser des **essais de traction uniaxiale à des vitesses de sollicitation moyennes**, un dispositif spécifique doit être utilisé (Figure 25). Ainsi, les essais de traction à des vitesses de 50s^{-1} et 110s^{-1} ont été réalisés sur une machine de traction grande vitesse Instron. Ce dispositif de traction impose l'utilisation d'une éprouvette dont la longueur de l'une des têtes d'éprouvettes est élevée (typiquement, ici, 230 mm). En effet, la vitesse de sollicitation étant élevée, il y a une course minimale nécessaire pour que le vérin atteigne la vitesse imposée. Le vérin se déplace donc verticalement le long de l'éprouvette et une fois la vitesse imposée atteinte et stabilisée, le vérin agrippe la tête d'éprouvette. Ces éprouvettes ont été usinées par électroérosion au fil en pleine tôle. La charge est mesurée par l'intermédiaire de jauges de déformation collées sur l'une des têtes d'éprouvettes. Deux lasers permettent de suivre l'allongement du fût de l'éprouvette au cours de l'essai. L'essai en traction à vitesse moyenne provoque un échauffement le long de l'éprouvette. Cependant, cet échauffement n'excédant pas 100°C , les mécanismes de déformation de l'acier TWIP n'en sont pas modifiés (cf. Chapitre 1).

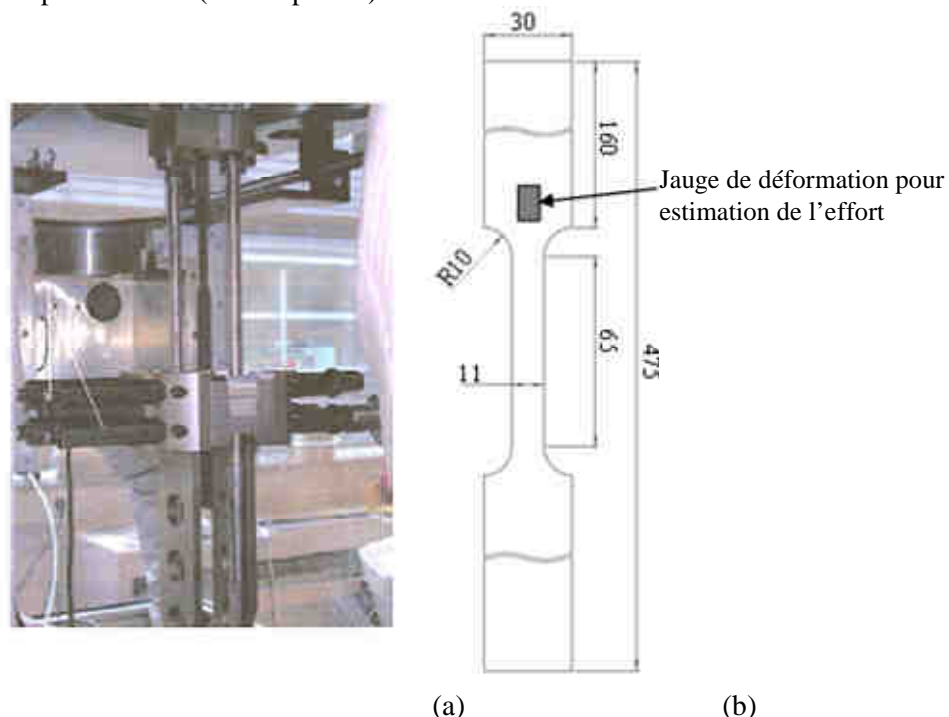


Figure 25: a) Dispositif de traction à grande vitesse, b) Géométrie d'éprouvette (côtes en mm)

Les **essais de traction sur éprouvettes entaillées** sont pilotés par la traverse dont la vitesse de déplacement est imposée à 0.5mm/min . Deux extensomètres clip permettent de mesurer l'ouverture de chaque entaille au cours de l'essai et de vérifier l'alignement du montage en comparant la réponse des deux extensomètres (Figure 26). La Figure 27 est un exemple représentatif de l'ouverture d'entaille mesurée par les deux extensomètres clips lors d'un essai de traction sur éprouvette entaillée. L'écart entre les deux mesures se situe surtout au début de l'essai. Sur l'ensemble des essais, une différence maximale de 3,4% a été constatée. Compte-tenu de ce faible écart, la courbe moyenne entre les réponses des deux extensomètres a été choisie pour décrire l'évolution de l'ouverture d'entaille avec le temps.

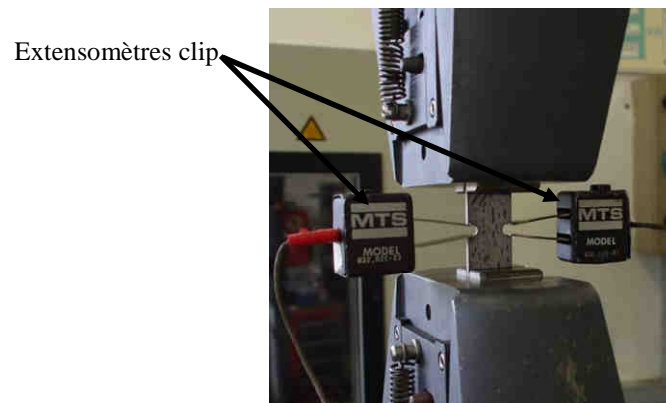


Figure 26 : Mesure de l'ouverture des entailles à l'aide d'extensomètres clip

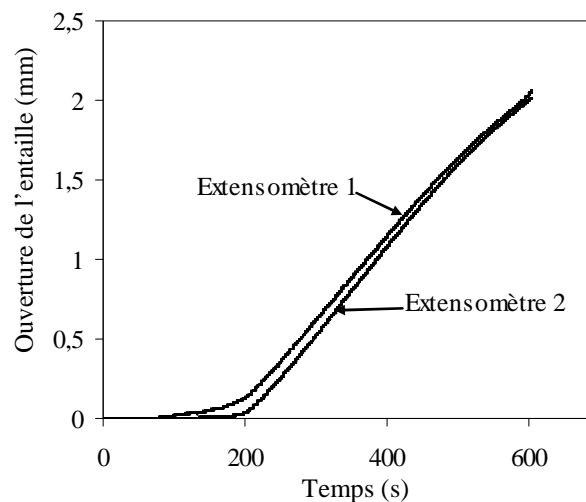


Figure 27 : Ouverture de l'entaille mesurée par deux extensomètres clip lors d'un essai de traction sur une éprouvette entaillée ($R=1\text{mm}$; Fe22Mn0.6C)

Les résultats des essais de traction sur éprouvettes entaillées s'expriment en termes de contrainte nette (charge rapportée à la surface minimale entre les deux entailles avant déformation) en fonction de l'ouverture moyenne d'entaille. De même que pour les essais de traction sur éprouvettes lisses, deux essais par condition expérimentale (rayon d'entaille et sens de prélèvement) ont été effectués. Une bonne reproductibilité des résultats a été constatée. Surtout, les valeurs d'ouverture d'entaille à la rupture sont beaucoup moins dispersées que les allongements à rupture en traction sur éprouvettes lisses. Nous commenterons ce résultat dans le Chapitre 3-1.2.

Les **essais de cisaillement** avec trajet retour ont été menés sur un dispositif développé par ArcelorMittal Research à Maizières-lès-Metz (Figure 28). L'essai est piloté par la traverse, en charge, à une vitesse de 0.5kN/s . Des éprouvettes de forme rectangulaire, de dimension $L_0 = 45\text{mm}$ et $l_0 = 30\text{mm}$ ont été découpées par usinage mécanique. Les mors sont auto-serrants et sont bloqués dans la direction verticale. La direction de sollicitation est horizontale et est parallèle au sens travers de la tôle.

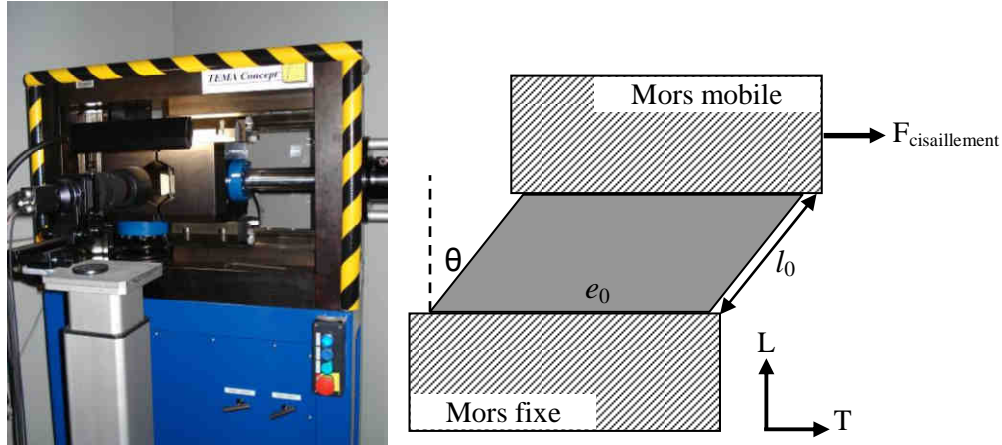


Figure 28 : Dispositif expérimental permettant la réalisation d'essais de cisaillement

Le déplacement de la tôle dans la direction de cisaillement est mesuré grâce au suivi d'un marquage par un dispositif de caméra optique. L'angle θ (cf. schéma de la Figure 28) est alors déduit et permet de calculer la déformation e_{12} de la manière suivante :

$$\gamma = \tan \theta, \quad e_{12} = \frac{\gamma}{2} \quad (9)$$

La contrainte de cisaillement σ_{12} est calculée à partir de la force mesurée avec la cellule de charge au cours de l'essai et des dimensions initiales de l'éprouvette (épaisseur e_0 et largeur l_0) :

$$\sigma_{12} = \frac{F_{cis}}{e_0 \cdot l_0} \quad (10)$$

Les essais ont été menés jusqu'à 20% de déformation. Au-delà, une déchirure dans les mors est constatée. Ces essais permettent donc de caractériser le comportement plastique mais pas le comportement à rupture puisque la rupture est certainement influencée par le serrage de l'éprouvette dans les mors.

3.2 Essais de traction à chaud

Les essais de traction à différentes températures (400°C et 600°C) ont été réalisés sur une machine MTS équipée d'une cellule de charge 100kN. Ils ont été effectués à des vitesses de déformation initiales de $1 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ à $4 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. Les mors de traction et l'éprouvette sont entourés par un four à radiation à deux lampes. La géométrie de l'éprouvette pour les essais de traction à chaud a été modifiée par rapport à celle utilisée pour les essais de caractérisation mécanique, compte-tenu de la petite taille de la chambre du four et de la grande capacité de déformation de ces aciers (Figure 29) Elles ont été usinées en pleine épaisseur de tôle par électroérosion au fil.

Les mécanismes de déformation de l'acier TWIP dépendant entre autres de la température (cf. Chapitre 1), le contrôle de l'homogénéité de la température le long de l'éprouvette est primordial. La température du four est pilotée par un thermocouple chromel-alumel soudé par point au centre de l'éprouvette. Un moufle a été placé autour de

l'éprouvette pour améliorer l'homogénéité de température le long de l'éprouvette. Celle-ci est vérifiée par l'intermédiaire de deux autres thermocouples fixés de part et d'autre du fût de l'éprouvette. Le gradient maximal de température mesuré a été de $\pm 10^\circ\text{C}$ le long du fût.

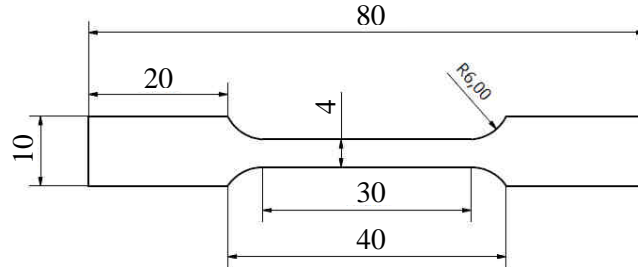


Figure 29 : Géométrie de l'éprouvette de traction à chaud (côtes en mm)

L'influence de la géométrie d'éprouvette a été vérifiée en réalisant un essai de traction à température ambiante avec la géométrie de la Figure 29. La Figure 30 compare les courbes nominales de traction réalisées avec la géométrie de la Figure 22a ($L_{\text{fût}}=60\text{mm}$) et de la Figure 29 ($L_{\text{fût}}=30\text{mm}$). L'écart entre les deux courbes est très faible. Il se situe surtout dans la forme des courbes, au niveau de la transition élasto-plastique par exemple. Nous rappelons que l'objectif des essais de traction à chaud est surtout d'observer des faciès de rupture de l'acier TWIP dont la déformation ne s'est pas produite par maillage mécanique. Les courbes nominales de traction à chaud seront uniquement utilisées dans le but de vérifier la sensibilité à la vitesse de déformation en l'absence de maillage.

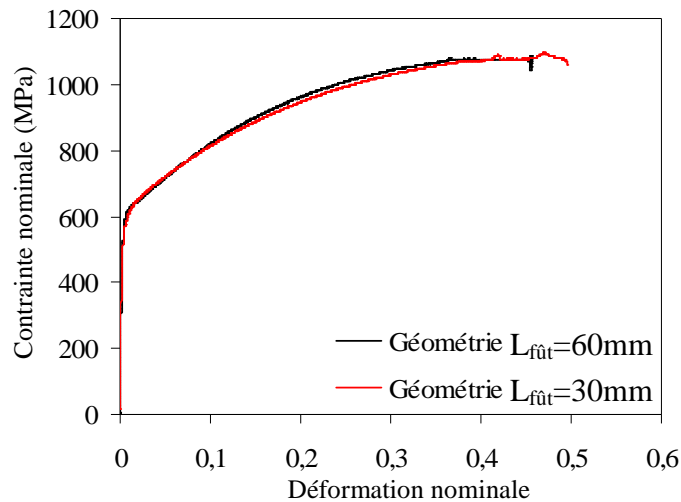


Figure 30 : Courbes nominales de traction réalisées avec deux géométries d'éprouvette différentes ($\dot{\epsilon}=4.10^{-2}\text{s}^{-1}$; sens long; 20°C ; Fe22Mn0.6C)

3.3 Essais sous sollicitations complexes

3.3.1 Essais de cisaillement jusqu'à rupture dans le plan de la tôle

Diverses géométries d'éprouvettes sont proposées dans la littérature pour réaliser un essai de cisaillement jusqu'à rupture sans dépendance envers le système d'accrochage des éprouvettes. Dans cette étude, nous recherchons une éprouvette qui se monte sur une machine de traction conventionnelle. Deux exemples sont présentés sur la Figure 31. Ces auteurs utilisent une géométrie en « papillon » pour induire du cisaillement pur dans la zone de déformation. L'éprouvette de Kang et al. est un standard ASTM dont la zone de déformation a été modifiée par l'ajout de rainures pour réduire l'épaisseur de la tôle dans cette zone (section A-A Figure 31b) [Kang08]. De la même façon, l'épaisseur de la tôle dans la zone de déformation de l'éprouvette utilisée par Bao et al. est réduite avec des rainures de forme circulaire (Figure 31a) [Bao04].

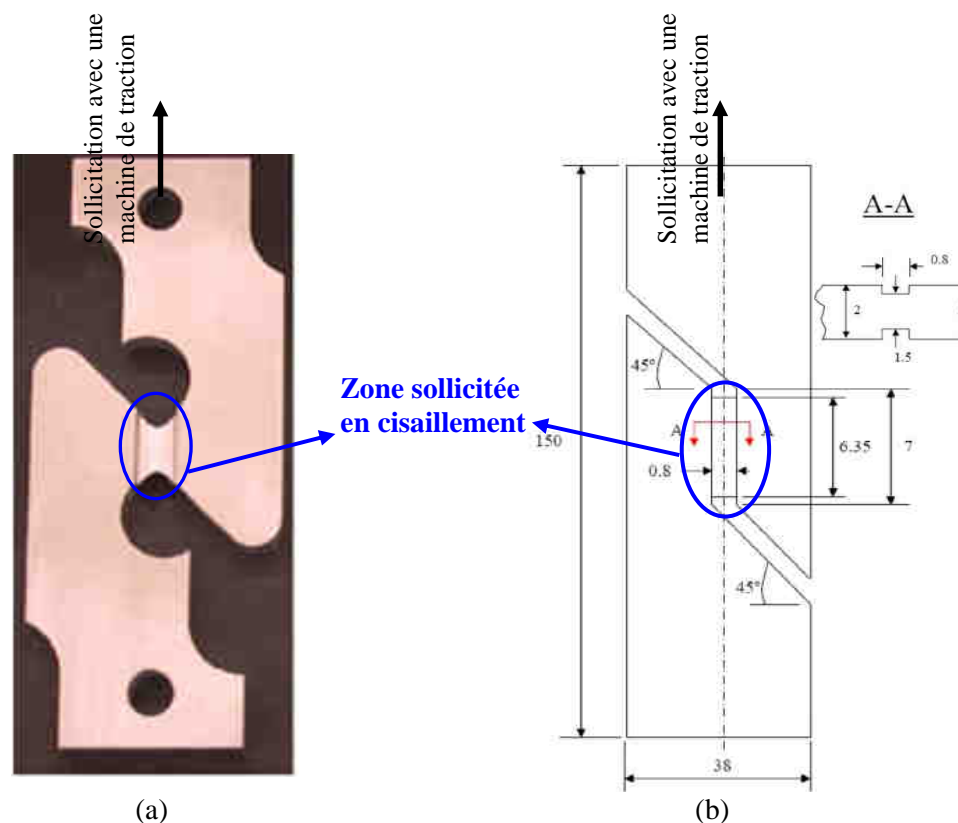


Figure 31 : Géométrie d'éprouvettes induisant du cisaillement dans la zone déformée a) [Bao04], b) [Kang08]

Notre choix se porte donc sur une géométrie permettant d'effectuer un essai de cisaillement jusqu'à rupture sur une machine de traction classique avec une rupture dans une zone « loin » de l'outillage (en l'occurrence des mors d'accrochage). L'objectif est également de pouvoir simuler facilement l'essai sans les difficultés de calcul couramment rencontrées en mise en forme (ex : coefficient de frottement avec l'outillage...). La géométrie utilisée dans cette étude est adaptée de la littérature ([Brünig08], Figure 32a) et est du même type que les deux éprouvettes présentées ci-dessus.

Brünig et al. ont étudié l'effet de la triaxialité des contraintes sur l'apparition et l'évolution de l'endommagement menant à la rupture ductile. L'éprouvette a été utilisée pour étudier l'endommagement lorsque la triaxialité tend vers zéro. L'étude de Brünig et al. a été effectuée sur un alliage d'aluminium (nuance non précisée). La simulation numérique de l'essai de cisaillement est en bonne adéquation avec le résultat expérimental (Figure 32b). L'analyse mécanique réalisée par Brünig et al. montre que les valeurs maximales de la contrainte hydrostatique sont concentrées le long des évidements de l'éprouvette alors qu'elle est nulle au centre de la zone entaillée. Brünig et al. mettent donc en évidence de manière claire que le mode de sollicitation induit par cette forme d'éprouvette est localement du cisaillement pur. L'analyse mécanique détaillée réalisée par Brünig et al. nous a poussés à choisir cette géométrie pour notre étude.

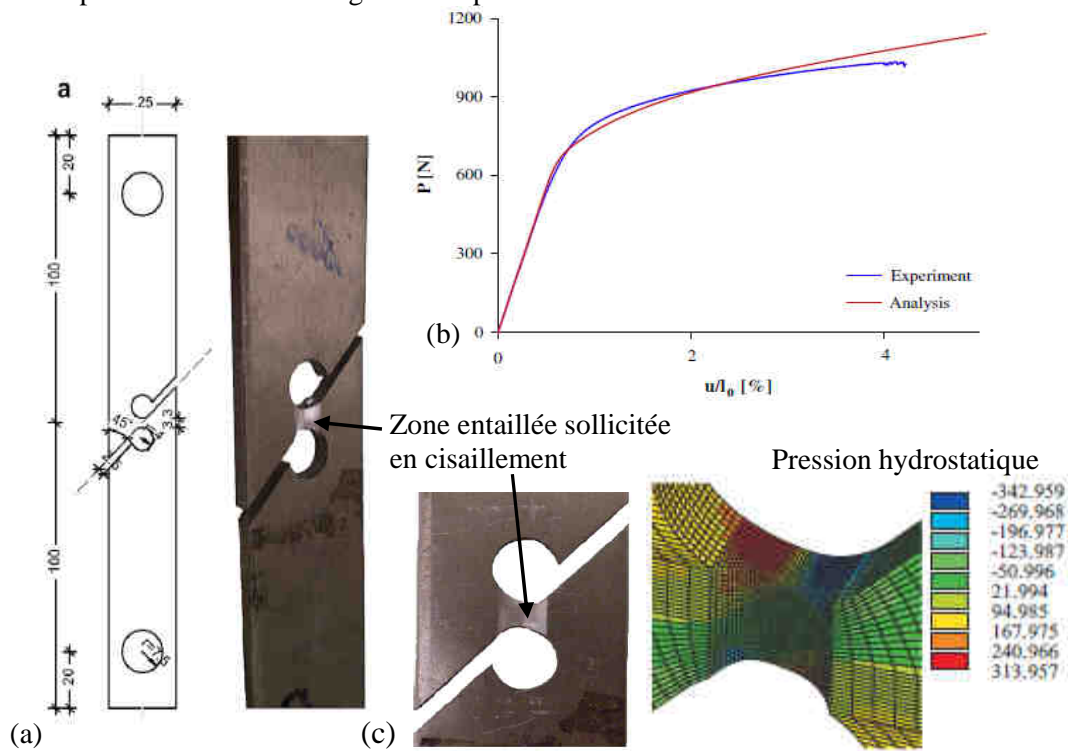


Figure 32 : Epreuve de cisaillement en alliage d'aluminium [Brünig08]. a) Géométrie d'éprouvette, b) Courbes « Charge – déplacement normalisé » expérimentale et numérique et c) Valeurs de la contrainte hydrostatique dans la zone entaillée (simulation numérique à un état déformé)

Dans cette étude, nous avons choisi de ne pas systématiquement rainurer l'épaisseur dans la zone centrale de toutes les éprouvettes de cisaillement. Deux géométries d'éprouvettes ont donc été testées : l'une sans rainure (Figure 33) et l'autre avec rainure (Figure 34).

Les éprouvettes ont été prélevées dans le sens long et dans le sens travers long. Ces essais ont été réalisés au laboratoire d'ArcelorMittal de Maizières-lès-Metz sur une machine de traction électromécanique Zwick. La vitesse de déplacement du vérin est imposée à 0,17 mm/s. L'asservissement n'étant pas de type hydraulique, le vérin met quelques secondes à atteindre la vitesse imposée. Pour nos essais, le vérin met 5 secondes avant d'atteindre la vitesse imposée (Figure 35). Il a été vérifié qu'à 5 secondes du début de l'essai, l'éprouvette

n'a pas encore plastifié et que la vitesse variable de la mise en charge initiale avait donc vraisemblablement peu d'influence dans les conditions d'essai utilisées ici.

De plus, nous avons choisi un système de mors auto-serrant pour solliciter les éprouvettes, et non un système par goupilles comme dans l'étude de Brünig et al. En effet, par expérience, la grande capacité de consolidation et d'allongement de l'acier TWIP risque d'entraîner une trop forte déformation près des goupilles. Sans l'utilisation de goupilles, la machine et les mors de traction sont très sollicités en flexion. Un léger glissement dans les mors a été observé pour certaines éprouvettes. C'est pourquoi, les courbes expérimentales sont munies de barres d'incertitude dont la dimension correspond à l'écart maximal mesuré entre les différents essais.

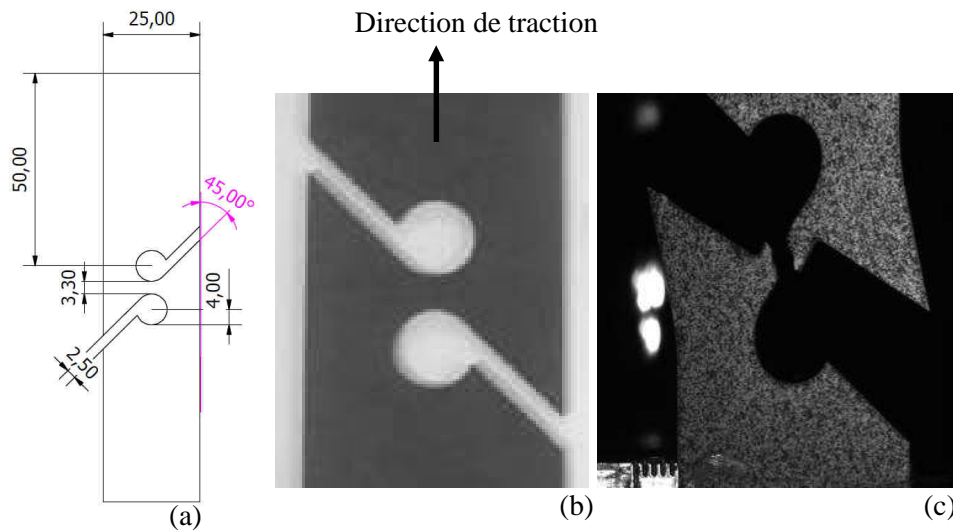


Figure 33 : a) Géométrie de l'éprouvette de cisaillement non rainurée (pleine épaisseur), b) Epreuve avant essai c) Epreuve rompue

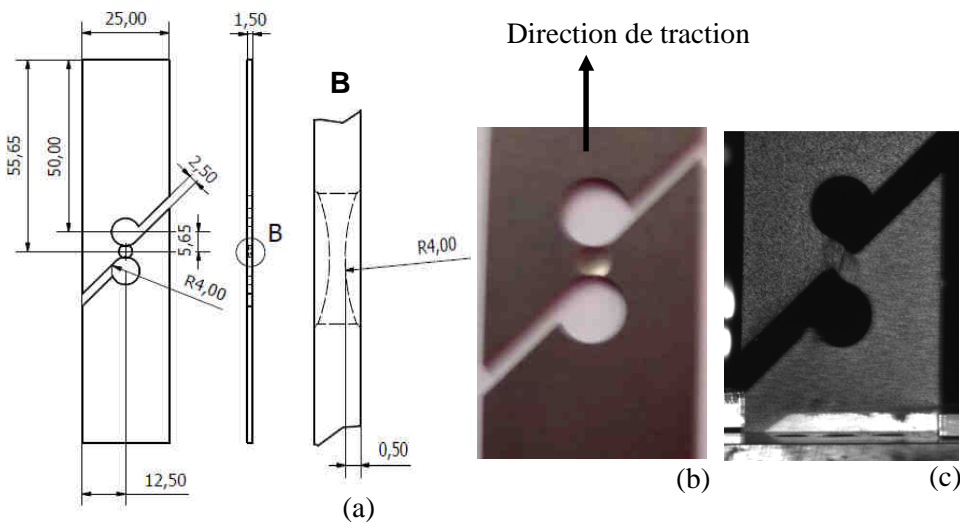


Figure 34 : a) Géométrie de l'éprouvette de cisaillement rainurée, b) Epreuve avant essai, c) Epreuve rompue

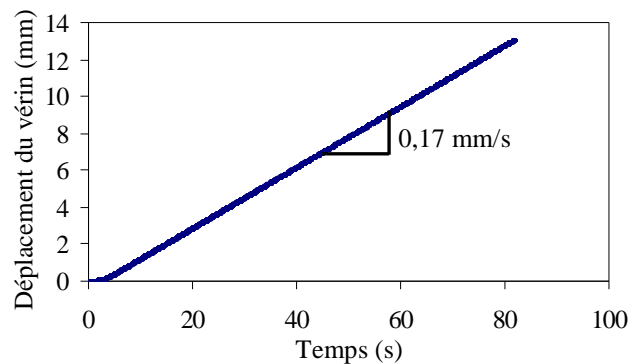


Figure 35 : Déplacement réel du vérin lors des essais de cisaillement (Vitesse imposée = 0,17 mm/s)

La complexité de la géométrie d'éprouvette et des conditions aux limites induites par la rigidité en flexion de l'ensemble, nous a conduits à utiliser un système de mesure optique par corrélation d'images comme moyen d'extensométrie. L'exploitation de ces données expérimentales est expliquée dans la partie 3.4 de ce chapitre.

3.3.2 Essais sur éprouvettes entaillées dans l'épaisseur : étude de la rupture en mode *slant*

La géométrie de l'éprouvette présentée sur la Figure 36 a été conçue pour étudier la rupture en mode *slant* de l'acier TWIP.

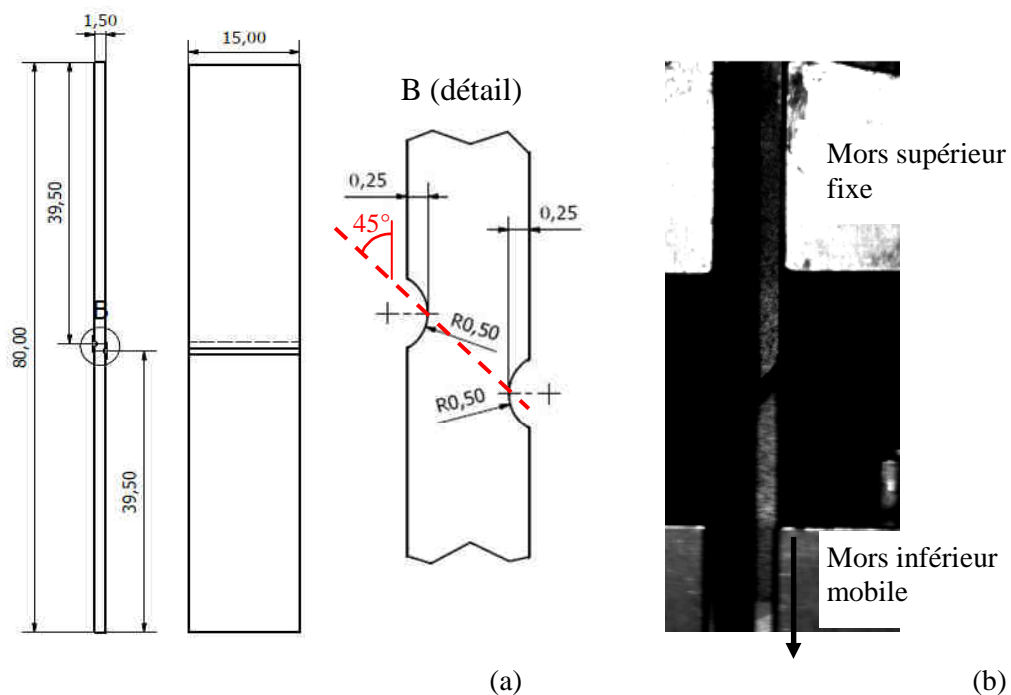


Figure 36 : Eprouvette entaillée dans l'épaisseur de la tôle. a) Géométrie initiale, b) Eprouvette rompue

Les entaillles dans l'épaisseur, dont l'alignement est à 45° de l'axe de sollicitation, localisent la déformation dans une bande entre les deux entaillles. De la même façon qu'une

éprouvette entaillée permet de forcer la striction, cette géométrie d'éprouvettes permet de contrôler la rupture en mode *slant*, c'est-à-dire une rupture brutale, sans striction localisée préalable, inclinée dans la direction de l'épaisseur de la tôle. Elle est utile pour analyser mécaniquement par éléments finis le mode de sollicitation et tester le critère de rupture, mais également pour examiner l'endommagement à partir de l'observation des faciès de rupture et de la microstructure à la rupture.

De façon identique aux essais de cisaillement jusqu'à rupture, ces essais ont été réalisés au laboratoire d'ArcelorMittal sur une machine Zwick avec une vitesse de traverse de 0,1 mm/s, et équipée d'un système de mesure optique par corrélation d'images. Les résultats de cet essai s'expriment en termes de charge en fonction du déplacement du vérin.

3.4 Dispositif de mesure optique par corrélation d'images

Différents essais mécaniques ont été réalisés dans le laboratoire de recherches d'ArcelorMittal à Maizières-lès-Metz sur une machine de traction Zwick afin de les équiper du système de mesure optique ARAMIS, développé par le groupe GOM.

Il s'agit :

- d'essais supplémentaires de traction sur éprouvettes lisses ($\dot{\epsilon} = 4.10^{-4} s^{-1}$; sens long et travers).
- d'essais supplémentaires de traction sur éprouvettes entaillées (Rayons d'entaille $R=0,5$ et $R=2$; sens long et travers),
- de l'ensemble des essais sous sollicitation complexe : essais de cisaillement jusqu'à rupture et sur éprouvettes entaillées dans l'épaisseur (rupture *slant*).

Le système de mesure optique de GOM utilisé chez ArcelorMittal est équipé de deux caméras, de résolution 2448×2050 pixels, qui enregistrent l'évolution d'un mouchetis aléatoire appliqué avec une bombe de peinture acrylique sur l'éprouvette testée. Pour chaque étape de mesure, un jeu d'images est créé. La première image définit les facettes, c'est-à-dire les éléments constitutifs d'un « maillage virtuel » appliqué sur l'éprouvette (créé par exemple sur une éprouvette entaillée, Figure 37). La taille des facettes pour ces essais se situe autour de $0,35 \text{ mm} \times 0,35 \text{ mm}$. Les coordonnées des facettes sont suivies par corrélation d'images et enregistrées au cours de l'essai, permettant ainsi de remonter aux champs locaux de déformation. En fonction de la durée de l'essai, la fréquence d'acquisition utilisée est de 0,2 à 1 image/s.

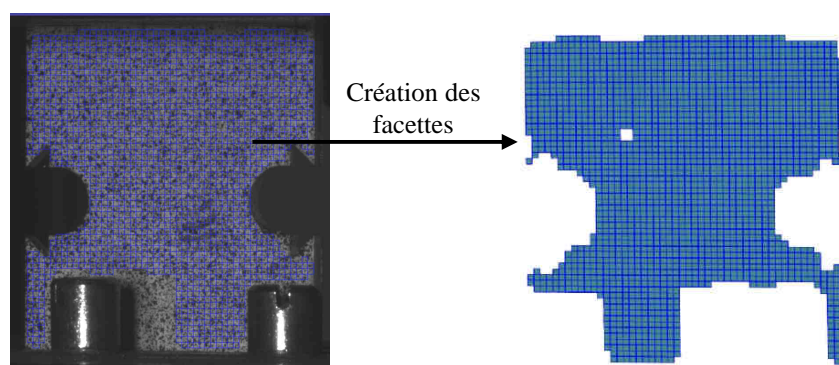


Figure 37 : Création des facettes par le système ARAMIS avant le début de l'essai sur une éprouvette entaillée mouchetée

Les **essais de traction sur éprouvettes lisses et entaillées** sont équipés d'extensomètres mécaniques qui donnent une information assez globale de la déformation (avec par exemple une base de mesure de 9mm pour l'extensomètre longitudinal fixé sur l'éprouvette lisse de traction). Le dispositif de corrélation d'images est un outil complémentaire qui permet une série de mesures locales sur l'ensemble de la zone déformée. Ainsi, il vise à mettre en évidence la déformation par bandes localisées de l'éprouvette lisse de traction. On précise que la géométrie d'éprouvette lisse utilisée pour ces essais de traction supplémentaires est celle présentée sur la Figure 29 (Eprouvette de traction à chaud) car sa faible longueur permettait de faire entrer l'ensemble du fût de l'éprouvette dans le champ de la caméra, en conservant une résolution spatiale élevée.

Ce dispositif est surtout un appui supplémentaire pour simuler correctement les **essais sous sollicitations complexes**. L'analyse mécanique de ces essais nécessite une simulation numérique par éléments finis car le mode de sollicitation exact n'est pas connu et on ne peut pas déterminer les champs de contraintes directement à partir de la mesure de l'effort axial. Pour valider la simulation numérique, on peut comparer les courbes macroscopiques, à condition de connaître les conditions expérimentales, plus particulièrement ici le déplacement des lignes d'amarrage qui sont soumises à une flexion importante, ces éprouvettes étant non symétriques.

Dans le cas des **essais de cisaillement jusqu'à rupture** introduits au paragraphe 3.3.1, ce système de mesure a également permis de vérifier les conditions expérimentales car la grande capacité du matériau à se déformer a induit une flexion des lignes d'amarrage au cours de l'essai. La Figure 38 et la Figure 39 présentent les déplacements des mors supérieur et inférieur pour respectivement un essai de cisaillement sur éprouvettes non rainurées et rainurées. Dans les deux cas, le déplacement dans la direction x (perpendiculairement à la direction de traction imposée) du mors inférieur qui soumet la sollicitation en traction, n'est pas négligeable par rapport à celui dans la direction y. Ce déplacement a été pris en compte lors de la simulation numérique.

Lors des essais de cisaillement sur éprouvette non rainurée (Figure 38), le mors supérieur supposé fixe subit un déplacement dans la direction x après environ 20s d'essai. Ceci est dû à la forte capacité de déformation de l'acier TWIP qui contraint le matériel d'essai. Lors des essais de cisaillement sur éprouvette rainurée (Figure 39), ce déplacement n'est pas constaté car la rupture intervient beaucoup plus tôt.

Une fois les conditions aux limites connues, la prévision de la cinématique locale est affinée à l'aide de l'ensemble des champs de déformation. Vérifier la bonne corrélation entre les champs locaux de déformation expérimentaux (obtenus par mesure optique) et ceux issus de la simulation numérique est une bonne méthode pour valider le modèle de comportement pour ce type de sollicitation.

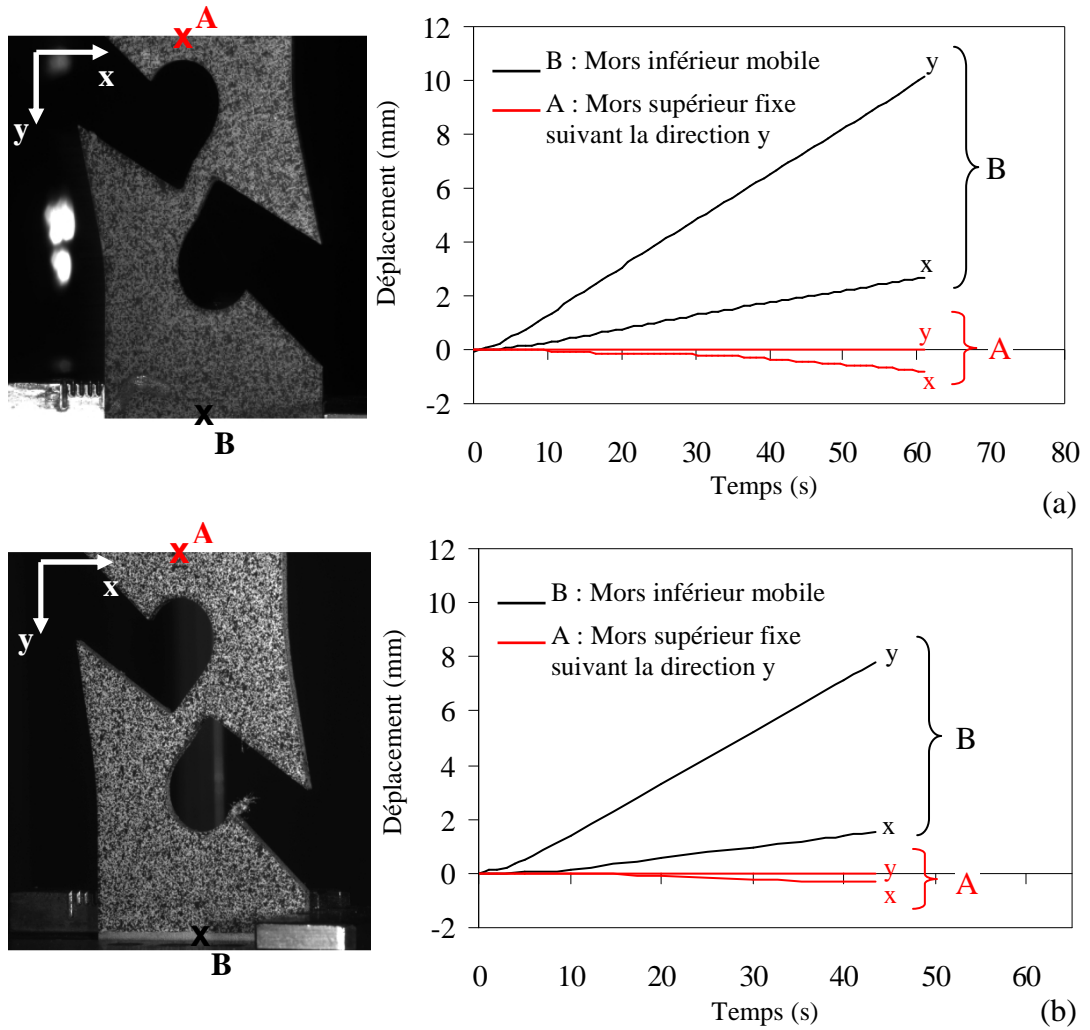


Figure 38 : Déplacements horizontaux et verticaux des mors (au niveau de l'éprouvette, repérage grâce aux points A et B) lors des essais de cisaillement sur les éprouvettes non rainurées de nuance a) Fe22Mn0.6C et b) Fe17Mn1.0C

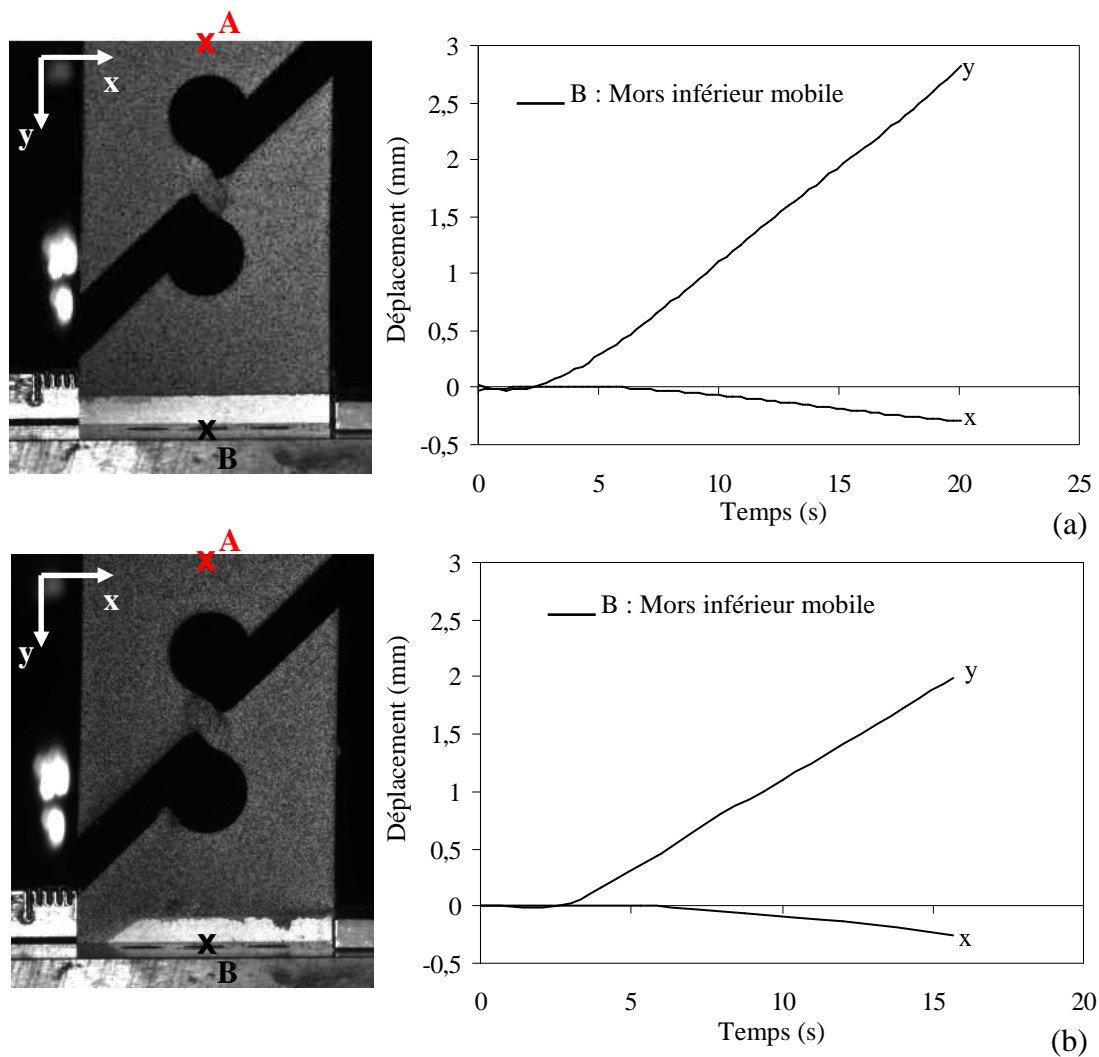


Figure 39 : Déplacements horizontaux et verticaux des mors (au niveau de l'éprouvette, repérage grâce aux points A et B) lors des essais de cisaillement sur les éprouvettes rainurées de nuance a) Fe22Mn0.6C et b) Fe17Mn1.0C

4 Références bibliographiques

- [Baushinger81] *Ueber die Veränderung der Elasticitätsgrenze und der Elasticitätsmoduls Verschiedener Metalle*, J.Baushinger J, Zivilingeniuer, 27 (1881) 289-348
- [Bao04] *On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space*, Y.Bai, T.Wierzbicki, Int. J. Mech. Sci. 46 (2004) 81–98
- [Brünig08] *A ductile damage criterion at various stress triaxialities*, M.Brünig, O.Chyra, D.Albrecht, L.Driemeier, M. Alves, Int. J. Plast., 24 (2008) 1731–1755
- [Kang08] *Constitutive Behavior of AA5754 Sheet Materials at Large Strains*, J.Kang, D.S.Wilkinson, P.D.Wu, M.Bruhish, M.Jain, J.D.Embury, R.K.Mishra, J. Eng. Mater. and Tech., 30 (2008)
- [Lorthios10] *Damage observation in a high manganese austenitic Twinning Induced Plasticity (TWIP) steel by synchrotron radiation computed tomography*, J.Lorthios, F.Nguyen, A.-F.Gourgues, T.F. Morgeneyer, P.Cugy, Scr. Mater., 63 (2010) 1220-1223
- [Barlat11] *A six-component yield function for anisotropic materials*, F.Barlat, D.Lege, J.Brem, Int. J. Plasticity, 7 (1991) 693-712
- [Scott04] C.Scott, N.Guelton, S.Allain, M.Faral, in: Proceeding of the MS&T'05 Conference, Pittsburgh, PA, USA, 2005
- [Thèse Allain] Caractérisation et modélisation thermomécaniques multi-échelles des mécanismes de déformation et d'écrouissage d'aciers austénitiques à haute teneur en manganèse – application à l'effet TWIP, S.Allain, Thèse Institut National Polytechnique de Lorraine, 9 février 2004

Chapitre 3

Comportement plastique

Dans ce chapitre, le comportement plastique des nuances Fe22Mn0.6C et Fe17Mn1.0C est caractérisé mécaniquement dans une large gamme de sollicitations. Cette approche expérimentale servira de base pour l'identification de la loi de comportement. La simulation des essais sous sollicitation complexe permettra de valider le modèle de comportement par comparaison avec les mesures expérimentales. Le modèle permet ensuite d'estimer les champs de contraintes et de déformations, pour en déduire (Chapitre 5) un critère de rupture.

1 Caractérisation du comportement mécanique

1.1 Comportement mécanique en traction

1.1.1 Caractéristiques mécaniques

Le comportement mécanique sous sollicitation monotone des aciers TWIP Fe22Mn0.6C et Fe17Mn1.0C a été caractérisé à température ambiante, par des essais quasi-statiques de traction uniaxiale, à différentes vitesses de déformation.

La Figure 40 et la Figure 41 présentent l'allure des courbes conventionnelles et rationnelles de traction pour les deux nuances à 4.10^{-4}s^{-1} . Les éprouvettes ont été prélevées dans le sens long, travers long et en diagonal de la tôle. Pour une meilleure lisibilité, les résultats obtenus avec les éprouvettes prélevées dans la direction diagonale de la tôle ne sont pas superposés à ces courbes. L'ensemble des courbes de traction uniaxiale figurent néanmoins en annexe 1, avec notamment deux courbes de traction par condition expérimentale (sens de prélèvement et vitesse) montrant la reproductibilité des résultats. Les valeurs de la limite d'élasticité R_e , la résistance mécanique R_m et l'allongement à rupture A_t pour chaque vitesse de déformation et sens de prélèvement sont répertoriées dans le Tableau 1 pour les deux nuances.

Les courbes de traction (pour une vitesse de déformation et sens de prélèvement donnés) sont parfaitement superposables même si les valeurs d'allongement à rupture présentent une légère dispersion, surtout pour la caractérisation dans le sens long. Par exemple, dans le cas de l'essai de traction à 4.10^{-4}s^{-1} en sens long, 35% d'allongement à rupture est mesuré pour l'éprouvette Fe22Mn0.6C-L1 et 58% pour l'éprouvette Fe22Mn0.6C-L2, soit une différence de 23 points. En moyenne sur l'ensemble des valeurs, l'allongement à rupture est reproductible à 14% près. Le fait que la rupture de l'éprouvette ne se produit pas toujours dans l'extensomètre (sa base de mesure de 9 mm étant beaucoup plus courte que le fût de l'éprouvette qui est de 60 mm) pourrait expliquer cette dispersion. Pourtant, les allongements à rupture mesurés à partir du déplacement du vérin (après prise en compte de la rigidité de la machine) et de la longueur du fût de l'éprouvette (60 mm) montrent la même tendance que ceux mesurés avec l'extensomètre et sa base de mesure (9 mm) (Tableau 2). L'acier TWIP peut présenter des valeurs d'allongement à rupture aberrantes dues à une grande sensibilité aux défauts sur bords mais les éprouvettes ont été usinées par électroérosion ce qui limite ces défauts. Toutefois, on peut noter que la rupture semble pilotée par la contrainte et intervient au sommet de la courbe conventionnelle où l'écrouissage est nul. D'une différence de 23 points sur l'allongement à rupture résulte un faible écart sur la contrainte à rupture. La dispersion sur certaines valeurs peut donc s'expliquer par la forme de la courbe conventionnelle constituée, aux grandes déformations, de paliers de contraintes liés à des phénomènes de localisation.

En moyenne, à 4.10^{-4}s^{-1} , l'acier Fe22Mn0.6C présente une résistance mécanique de 1130MPa pour un allongement relatif à rupture de 46%. L'acier Fe17Mn1.0C présente une résistance mécanique de 1300MPa pour un allongement relatif à rupture de 48%. Dès le début de la déformation, la contrainte est légèrement plus élevée dans le cas de la traction en

Chapitre 3 – Comportement plastique

sens travers par rapport au sens long (la courbe de traction des éprouvettes prélevées dans la direction diagonale de la tôle est située entre celle caractérisant le sens long et celle caractérisant le sens travers).

Remarque : Nous n'estimons une déformation et une contrainte vraies que par abus de langage car, comme nous le verrons par la suite, la déformation est en fait hétérogène le long du fût de l'éprouvette.

	Eprouvette	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	Re (MPa)	Rm (MPa)	A _t (%)	$\frac{\Delta A_t}{A_t}$
L	Fe22Mn0.6C-L1	4.10 ⁻⁴ s ⁻¹	445	1130	35	0,49
	Fe22Mn0.6C-L2		440	1144	58	
	Fe22Mn0.6C-L3	4.10 ⁻³ s ⁻¹	495	1101	42	0,37
	Fe22Mn0.6C-L4		472	1101	61	
	Fe22Mn0.6C-L5	4.10 ⁻² s ⁻¹	530	1069	45	0,02
	Fe22Mn0.6C-L6		520	1064	46	
T	Fe22Mn0.6C-T1	4.10 ⁻⁴ s ⁻¹	536	1170	43	0,05
	Fe22Mn0.6C-T2		492	1171	41	
	Fe22Mn0.6C-T3	4.10 ⁻³ s ⁻¹	556	1171	43	0,19
	Fe22Mn0.6C-T4		523	1154	52	
	Fe22Mn0.6C-T5	4.10 ⁻² s ⁻¹	549	1102	48	0,04
	Fe22Mn0.6C-T6		561	1084	50	
45	Fe22Mn0.6C-D1	4.10 ⁻⁴ s ⁻¹	515	1117	48	0,15
	Fe22Mn0.6C-D2		515	1182	56	
	Fe22Mn0.6C-D3	4.10 ⁻³ s ⁻¹	545	1117	45	0,14
	Fe22Mn0.6C-D4		545	1111	52	
	Fe22Mn0.6C-D5	4.10 ⁻² s ⁻¹	575	1088	59	0,16
	Fe22Mn0.6C-D6		575	1084	50	
L	Fe17Mn1.0C-L1	4.10 ⁻⁴ s ⁻¹	540	1280	49	0,06
	Fe17Mn1.0C-L2		564	1323	46	
	Fe17Mn1.0C-L3	4.10 ⁻³ s ⁻¹	572	1275	39	0,25
	Fe17Mn1.0C-L4		582	1276	50	
	Fe17Mn1.0C-L5	4.10 ⁻² s ⁻¹	610	1219	49	0,04
	Fe17Mn1.0C-L6		600	1234	47	
T	Fe17Mn1.0C-T1	4.10 ⁻⁴ s ⁻¹	630	1324	41	0,02
	Fe17Mn1.0C-T2		612	1324	42	
	Fe17Mn1.0C-T3	4.10 ⁻³ s ⁻¹	657	1295	36	0,15
	Fe17Mn1.0C-T4		638	1290	42	
	Fe17Mn1.0C-T5	4.10 ⁻² s ⁻¹	654	1229	42	0,11
	Fe17Mn1.0C-T6		652	1237	47	
45	Fe17Mn1.0C-D1	4.10 ⁻⁴ s ⁻¹	580	1354	45	0,07
	Fe17Mn1.0C-D2		612	1307	42	
	Fe17Mn1.0C-D3	4.10 ⁻³ s ⁻¹	634	1285	49	0,06
	Fe17Mn1.0C-D4		640	1308	46	
	Fe17Mn1.0C-D5	4.10 ⁻² s ⁻¹	655	1237	40	0,09
	Fe17Mn1.0C-D6		622	1240	44	

Tableau 1 : Caractéristiques mécaniques en traction des deux nuances

	Eprouvette	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	Extensomètre		Vérin	
			A _t (%)	$\frac{\Delta A_t}{A_t}$ (%)	A _t (%)	$\frac{\Delta A_t}{A_t}$ (%)
L	Fe22Mn0.6C-L1	4.10 ⁻⁴ s ⁻¹	35	0,49	48	0,25
	Fe22Mn0.6C-L2		58		62	
	Fe22Mn0.6C-L3	4.10 ⁻³ s ⁻¹	42	0,37	60	0,18
	Fe22Mn0.6C-L4		61		72	
	Fe22Mn0.6C-L5	4.10 ⁻² s ⁻¹	45	0,02	55	0,05
	Fe22Mn0.6C-L6		46		58	

Tableau 2 : Comparaison des allongements à rupture mesurés à partir de l'extensomètre et du déplacement du vérin (Fe22Mn0.6C ; sens long)

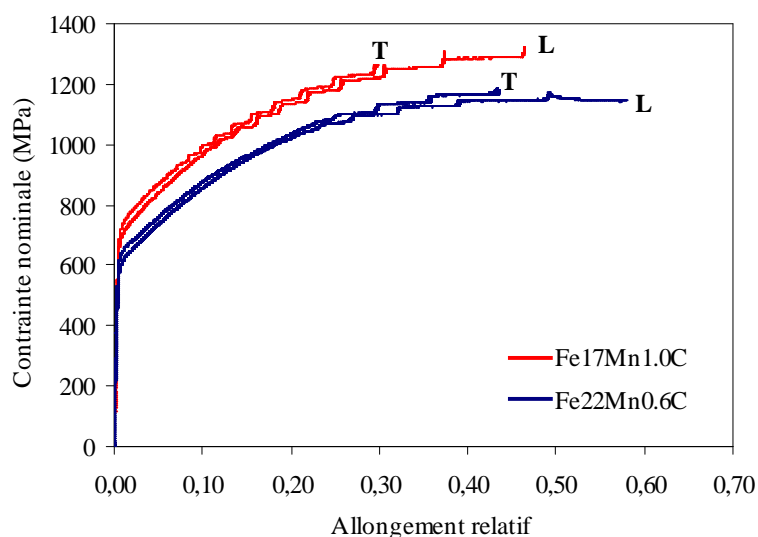


Figure 40 : Courbe de traction conventionnelle ($\dot{\epsilon}=4.10^{-4}$ s⁻¹; 20°C)

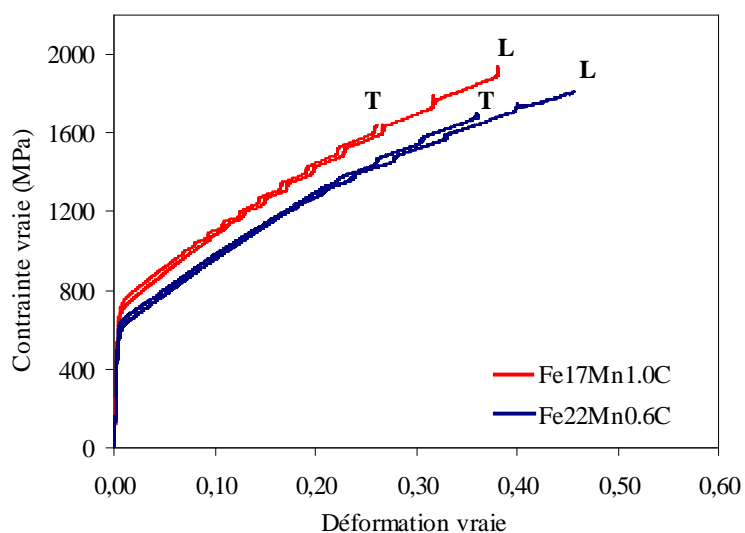


Figure 41 : Courbe de traction rationnelle ($\dot{\epsilon}=4.10^{-4}$ s⁻¹; 20°C)

1.1.2 Sensibilité à la vitesse de déformation et hétérogénéité du champ de déformation

La variation des courbes de traction quasi-statique avec la vitesse de déformation est présentée sur la Figure 42.

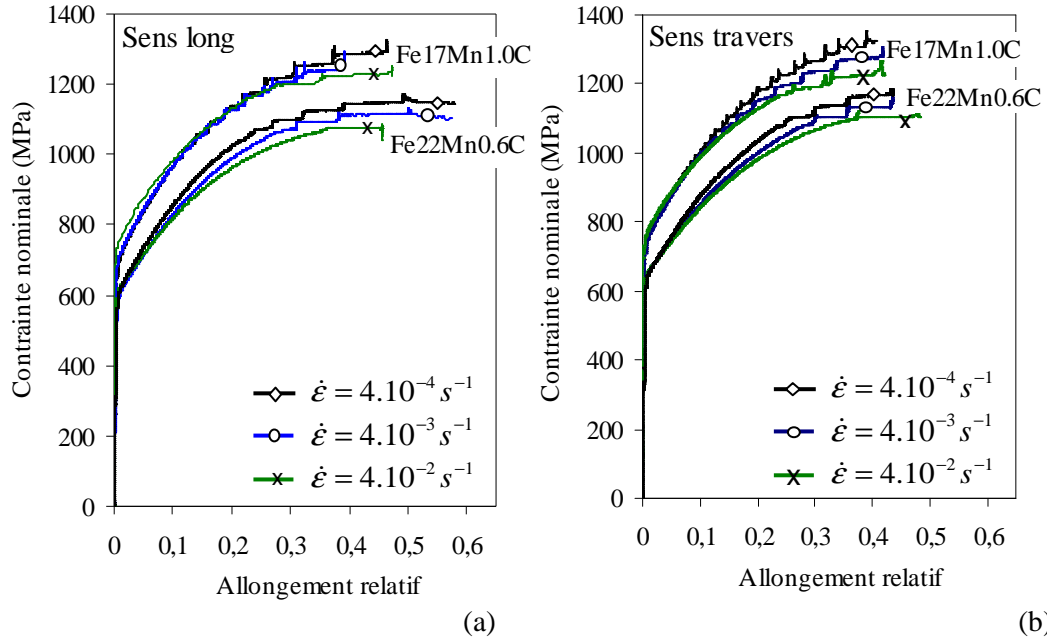


Figure 42 : Courbe de traction conventionnelle à différentes vitesses de déformation a) en sens long et b) en sens travers (20°C)

A température ambiante et dans des conditions de vitesse quasi-statiques, les deux nuances étudiées présentent une sensibilité négative à la vitesse de déformation. L'ensemble des courbes de traction présentent des instabilités plastiques caractérisées par des paliers de charge où l'écroutissage apparent est quasi-nul. Dans le cas des aciers TWIP, la sensibilité négative à la vitesse de déformation et la présence d'instabilités plastiques sont généralement attribuées à un phénomène de pseudo vieillissement dynamique, ces dernières étant associées à l'effet Portevin Le Chatelier (Cf. Chapitre 1 - 1.1.3). Le vieillissement dynamique est un mécanisme présent dans une gamme de températures, de vitesses de sollicitation et de déformations donnée, à savoir dans le cas de l'acier TWIP de nuance Fe22Mn0.6C à température ambiante, depuis les très faibles vitesses de déformation jusqu'à environ $1 s^{-1}$.

Lorsque le vieillissement dynamique est présent, les éprouvettes de traction se déforment par bandes dont la propagation est quasi-continue. Pour observer ces bandes de déformation, des essais de traction supplémentaires ont été réalisés au laboratoire d'ArcelorMittal et équipés du dispositif de mesure optique présenté au Chapitre 2 – 3.4. Il s'agit d'un essai de traction dans le sens long et d'un essai de traction dans le sens travers, pour chacune des nuances. Ainsi, la Figure 43 présente la distribution instantanée des déformations longitudinales sur l'éprouvette de traction, pour différents niveaux de déformation. A partir d'environ 25% de déformation vraie macroscopique, une bande de déformation s'initie depuis l'une des têtes d'éprouvette puis se propage le long du fût

jusqu'à atteindre l'autre extrémité de l'éprouvette. Puis, une autre bande de déformation s'initie de nouveau et se propage de la même manière, et ainsi de suite de manière continue. (les flèches indiquent la direction vers laquelle les interfaces se déplacent, ϵ_{xx} est la déformation vraie dans la direction de sollicitation). Dans le cas de l'éprouvette de traction sollicitée en sens long (Figure 43), la rupture intervient juste après la rencontre entre deux bandes. Ce phénomène n'a pas été constaté sur les autres essais dont les résultats figurent en annexe 1.

En moyenne sur les quatre essais réalisés (nuance Fe22Mn0.6C et Fe17Mn1.0C sens long et travers), la quantité de déformation supplémentaire dans la bande par rapport au reste du fût est d'environ 7% de déformation vraie juste avant la rupture. Par exemple, pour la nuance Fe22Mn0.6C sollicitée dans le sens long, une déformation vraie de 0,45 est atteinte dans la bande (Maximum de la courbe 5 sur la Figure 43b) alors que la déformation vraie macroscopique est de 0,39 à la rupture (Figure 43a). C'est donc par abus de langage (et par commodité) qu'on appelle « vraie » la déformation logarithmique macroscopique puisque le champ de déformation est notablement hétérogène.

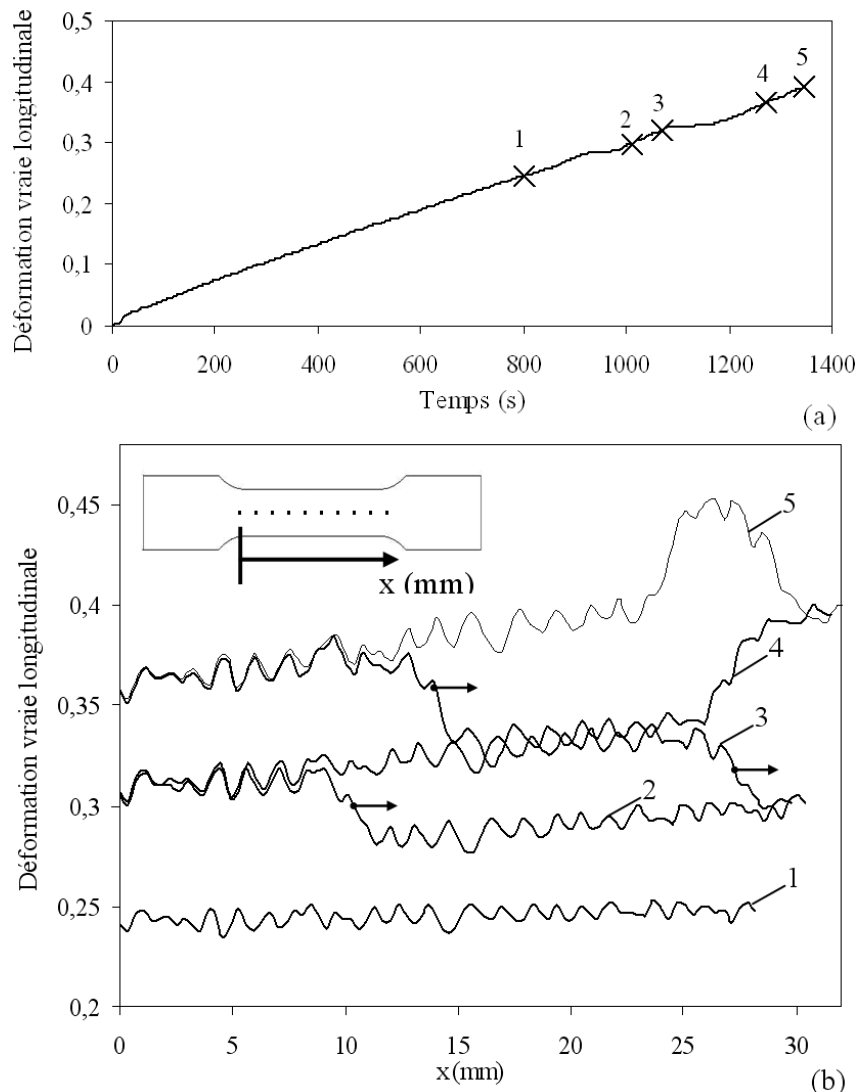


Figure 43 : Déformation vraie longitudinale, a) macroscopique mesurée à partir d'un extensomètre et b) mesurée le long du fût par corrélation d'images aux temps indiqués sur (a) (Fe22Mn0.6C ; Sens long ; $\dot{\epsilon} = 4.10^{-4} s^{-1}$; 20°C)

En revanche, la Figure 44 montre que la sensibilité à la vitesse de la nuance Fe22Mn0.6C est positive aux moyennes vitesses de déformation. Les courbes de traction à ces vitesses présentent des oscillations dues à la propagation d'ondes de choc intrinsèque à l'essai. Les instabilités plastiques, similaires à celles enregistrées en quasi-statique, ne sont donc pas observables mais, compte-tenu de la sensibilité positive à la vitesse, leur présence est peu probable.

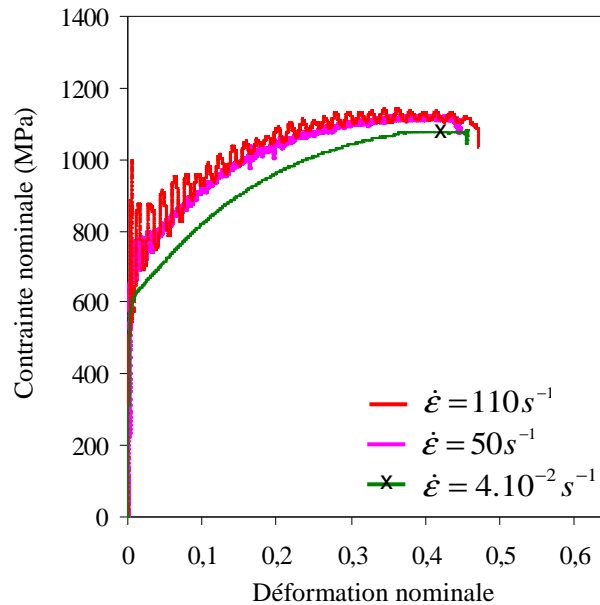


Figure 44 : Courbes de traction conventionnelles aux moyennes vitesses de déformation (nuance Fe22Mn0.6C ; 20°C)

La Figure 45 est un bilan de la variation des principales caractéristiques mécaniques (R_e , R_m et $A\%$) avec le sens de prélèvement et la vitesse de déformation. Il s'agit des valeurs moyennes calculées à partir du Tableau 1.

Les deux nuances d'acier TWIP étudiées présentent les mêmes tendances.

La résistance mécanique et la limite d'élasticité sont supérieures dans le sens travers par rapport au sens long. Cependant, cet écart semble diminuer quand la vitesse de déformation augmente. Cette tendance est particulièrement visible sur la Figure 45b qui donne la variation des limites d'élasticité en sens long, travers long et à 45° avec la vitesse.

La résistance mécanique présente une sensibilité négative à la vitesse alors que la limite d'élasticité a tendance à augmenter avec la vitesse de déformation. Malgré l'incertitude sur la mesure de la limite d'élasticité, cette tendance est assez nette, notamment pour les essais réalisés dans le sens long.

La résistance mécanique et la limite d'élasticité ont donc des sensibilités à la vitesse inverses. C'est pourquoi les courbes à différentes vitesses de déformation (Figure 42) se croisent à partir d'environ 2% de déformation pour la nuance Fe22Mn0.6C et à partir d'environ 10% de déformation pour la nuance Fe17Mn1.0C.

L'allongement à rupture ne varie pas avec la vitesse de sollicitation. Les différentes mesures ne permettent pas de conclure sur l'influence du sens de prélèvement sur la ductilité.

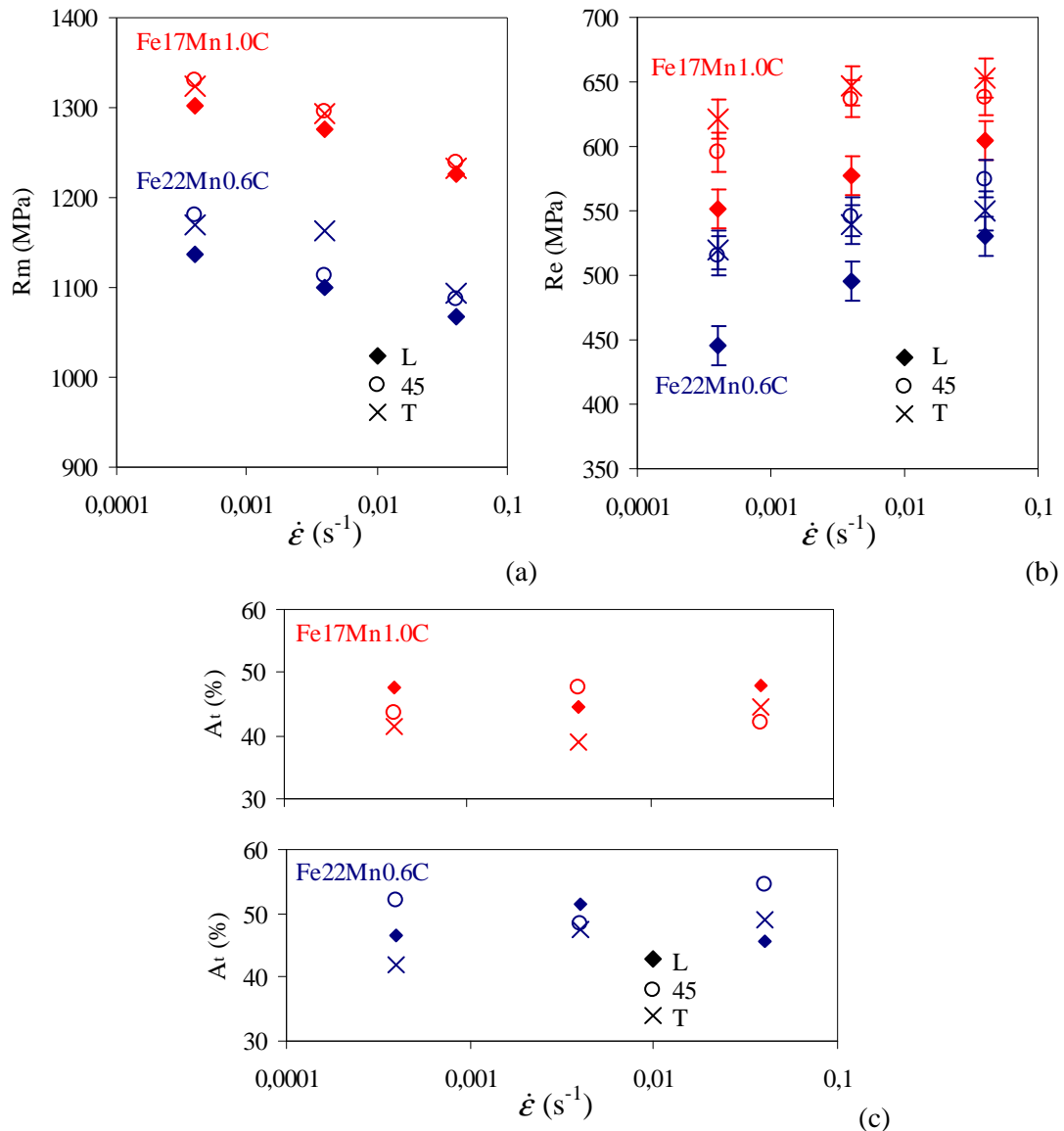


Figure 45 : Valeurs moyennes des principales caractéristiques mécaniques a) R_m , b) R_e , c) A_t (%) (moyenne sur l'ensemble des essais)

1.1.3 Anisotropie en déformation

Mesures à partir d'extensomètres mécaniques

D'une manière générale, l'anisotropie exprimée en contraintes est faible. Cependant, la mesure des coefficients de Lankford, R_0 , R_{45} et R_{90} , révèle une légère anisotropie en déformation.

Ainsi, la Figure 46a présente la variation des coefficients de Lankford avec la déformation plastique longitudinale lors des essais de traction dans le sens long (R_0), travers long (R_{90}) et diagonal de la tôle (R_{45}). Deux mesures par sens de prélèvement sont présentées car les essais de traction ont été doublés. Les coefficients de Lankford ont été calculés à partir des déformations plastiques vraies macroscopiques mesurées par

l'extensomètre longitudinal et le rétractomètre durant les essais de traction. L'anisotropie en déformation est avérée puisqu'en moyenne les coefficients de Lankford sont différents de 1.

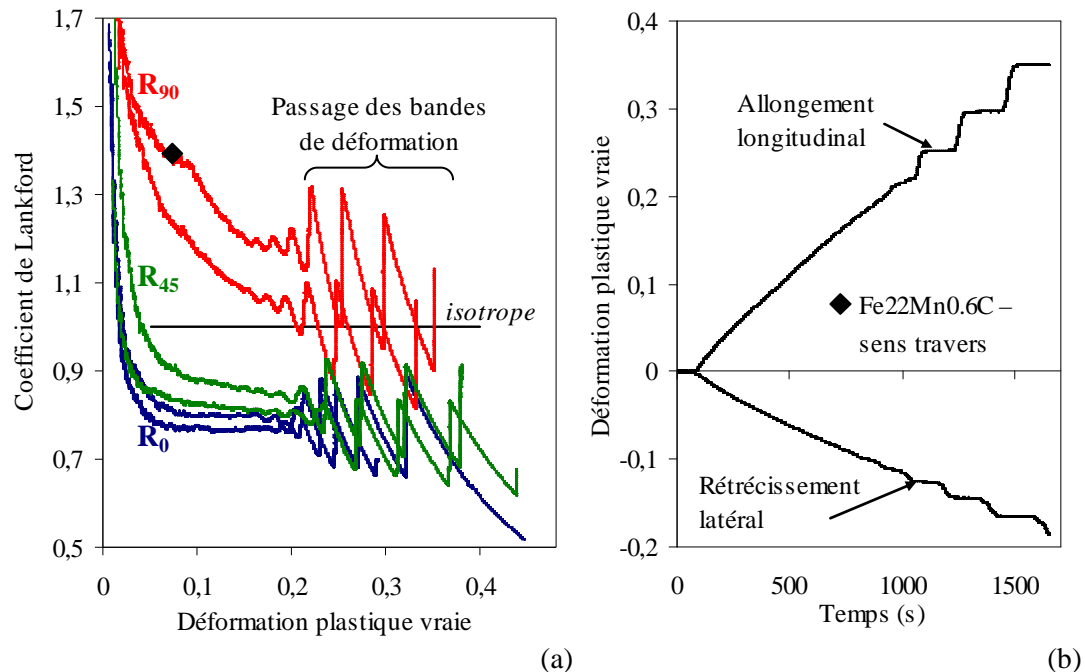


Figure 46 : a) Coefficients de Lankford pour la nuance Fe22Mn0.6C mesurés à partir d'extensomètres mécaniques au cours des essais de traction ($\dot{\epsilon}=4.10^{-4} \text{ s}^{-1}$; 20°C), b) Variation des déformations plastiques vraies longitudinales et latérales (sens travers)

Au début de la déformation plastique, le coefficient de Lankford diminue fortement, notamment le coefficient R_{90} qui ne se stabilise pas durant l'essai. Pour ce sens de prélèvement, il semble que l'anisotropie de déformation évolue avec la déformation plastique. A partir d'environ 0,20 de déformation, la courbe Lankford – Allongement présente de fortes oscillations, de façon similaire aux courbes Contraintes – Allongement. Ces oscillations correspondent au passage de bandes de déformation successivement au niveau des deux extensomètres. La Figure 46b détaille par exemple la déformation plastique vraie mesurée par l'extensomètre longitudinal (qui mesure l'allongement dans le sens de sollicitation) et celle mesurée par le rétractomètre (qui mesure le rétrécissement perpendiculairement au sens de sollicitation) au cours de l'un des deux essais de traction réalisés dans le sens travers (Essai marqué \blacklozenge sur la Figure 46a). A partir d'environ 1000s, les mesures se caractérisent par une succession de fortes augmentations suivies d'un palier où la déformation est constante.

Pour différentes raisons, la validité de la mesure des coefficients de Lankford par les extensomètres mécaniques est remise en cause lorsque la déformation ne s'effectue pas de façon homogène. On note tout d'abord une dispersion des mesures notamment sur les deux essais réalisés dans le sens travers. De plus, la base de mesure de l'extensomètre longitudinal est large (de 9mm) alors que le rétractomètre nous donne une mesure très locale des variations de largeur de l'éprouvette. Les extensomètres mécaniques étant disposés « l'un en dessous de l'autre » le long du fût de l'éprouvette (Cf.. Chapitre 2-3.1), la bande de déformation ne peut évidemment pas être détectée en même temps. Compte-tenu de

l'inhomogénéité de la déformation le long du fût, des mesures plus locales sont nécessaires pour en déduire le coefficient de Lankford à un point donné de l'éprouvette.

Mesures à partir du dispositif de corrélation d'images

Les coefficients de Lankford ont été déduits de la distribution instantanée des déformations longitudinales et latérales enregistrées par le dispositif de corrélation d'images lors des essais de traction. Sur la Figure 47a, qui montre la déformation plastique longitudinale mesurée à partir d'un extensomètre, trois niveaux de déformation macroscopique ont été repérés :

- 0,26 de déformation plastique vraie, (première bande de déformation détectable par le système optique)
- 0,35 de déformation plastique vraie,
- 0,38 de déformation plastique vraie (dernière image avant la rupture).

La déformation étant inhomogène le long de l'éprouvette (présence de bandes de déformation), il s'agit en fait de la moyenne des déformations vraies mesurées le long du fût.

La Figure 47b présente la distribution instantanée de la déformation plastique vraie dans la direction de traction, le long du fût de l'éprouvette, pour ces trois niveaux de déformation macroscopique. De même, la Figure 47c est la distribution des coefficients de Lankford le long du fût de l'éprouvette pour ces trois mêmes niveaux. Ce travail a été réalisé pour les deux nuances sollicitées en sens long et travers (l'ensemble des résultats figure en annexe 1).

Ce travail permet tout d'abord de vérifier que la valeur du coefficient de Lankford le long de l'éprouvette est homogène et, en particulier, qu'il a quasiment la même valeur « dans ou en dehors de la bande ». La Figure 47 montre en effet qu'il n'y a pas de fortes oscillations de la valeur du coefficient de Lankford le long de l'éprouvette (contrairement à celles mesurées avec les extensomètres mécaniques Figure 46). Un coefficient de Lankford moyen peut donc être calculé pour chacun des trois niveaux de déformation.

La Figure 48 donne la variation du coefficient de Lankford moyen avec la déformation plastique macroscopique, pour les deux nuances sollicitées dans le sens long (coefficient de Lankford R_0) et dans le sens travers (coefficient de Lankford R_{90}) :

- **Lorsque le sens de sollicitation est le sens long**, le coefficient de Lankford est constant avec la déformation plastique donc l'anisotropie n'évolue pas avec la déformation. Ce résultat est constaté pour les deux nuances. La valeur de R_0 est de 0,87 pour la nuance Fe22Mn0.6C et de 0,88 pour la nuance Fe17Mn1.0C.
- **Lorsque le sens de sollicitation est le sens travers**, le coefficient de Lankford semble diminuer avec la déformation, d'environ 1,40 à environ 1,26. Même si les écarts sont faibles, cette tendance semble confirmée pour les deux nuances. En moyenne, le coefficient de Lankford R_{90} est de 1,30 pour les deux nuances.

Il faut noter que les valeurs des coefficients de Lankford déduites des mesures optiques correspondent aux valeurs maximales calculées à partir des mesures des extensomètres mécaniques, lors du passage des bandes de déformation (au-delà de 0,2 de déformation plastique vraie).

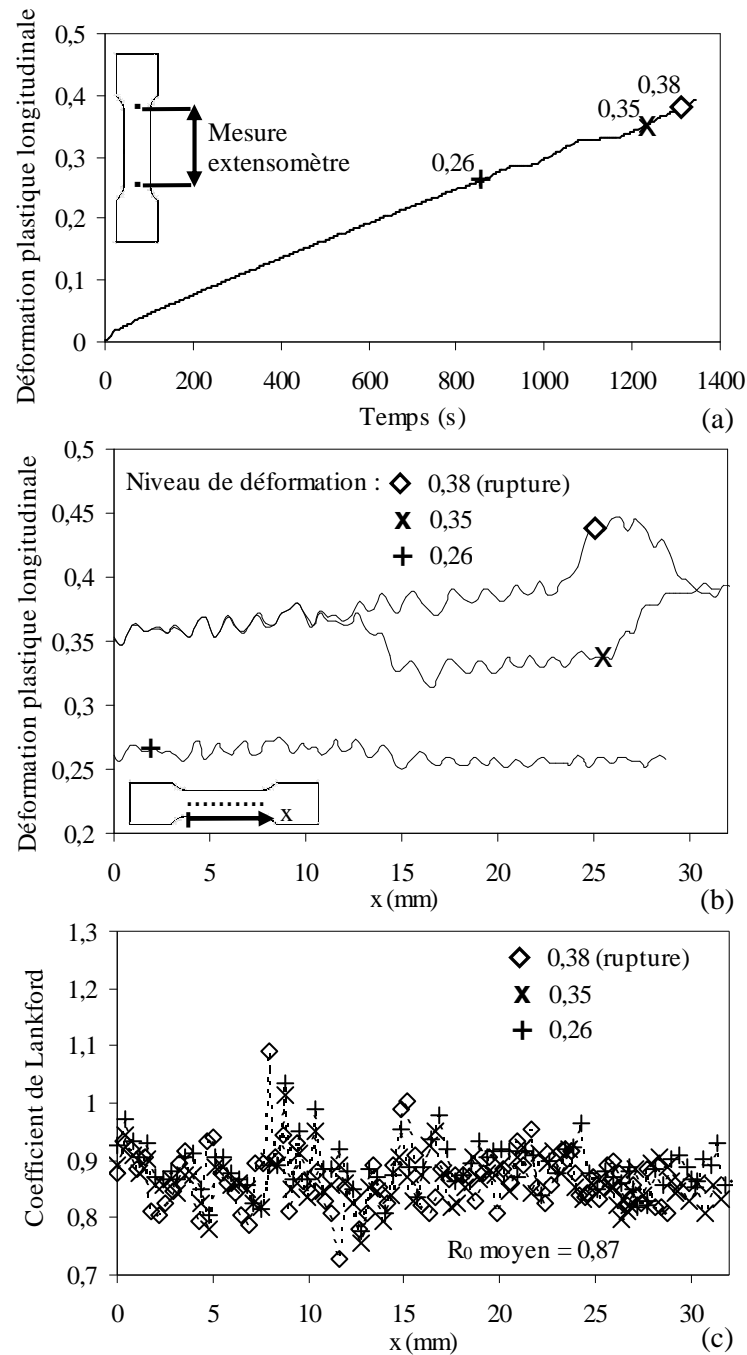


Figure 47 : a) Déformation vraie longitudinale macroscopique mesurée à partir d'un extensomètre. Distribution instantanée b) de la déformation plastique longitudinale et c) du coefficient de Lankford le long du fût de l'éprouvette (Fe22Mn0.6C ; $\dot{\epsilon} = 4.10^{-4} \text{ s}^{-1}$; sens long ; 20°C)

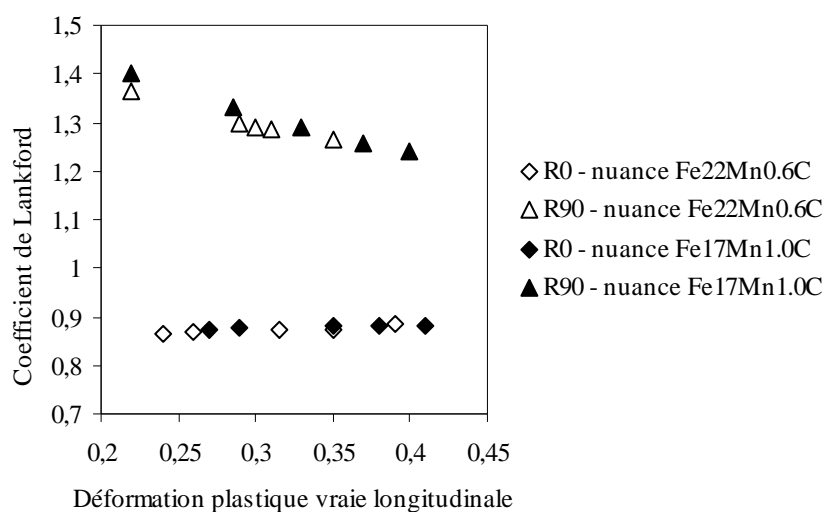


Figure 48 : Variation du coefficient de Lankford moyen le long du fût avec la déformation plastique

Les coefficients de Lankford sont des données nécessaires pour identifier les paramètres de la loi de comportement choisie, et plus précisément ceux contrôlant l'anisotropie initiale. Pour simplifier le modèle de comportement, nous ne tiendrons pas compte de l'évolution de l'anisotropie avec la déformation. C'est pourquoi, les coefficients de Lankford moyens, c'est-à-dire $R_0 \approx 0,88$ et $R_{90} \approx 1,30$ seront seuls pris en considération. Les courbes décrivant le rétrécissement latéral en fonction de l'allongement longitudinal (Figure 49) seront prises en compte dans le calcul d'identification (mais pour le calcul, il s'agit des déformations vraies totales et non vraies plastiques). Ces courbes sont linéarisées par rapport à celles obtenues directement avec les extensomètres mécaniques (par exemple, Figure 46b). En effet, si le modèle de comportement considère un matériau homogène, ces oscillations n'ont pas de sens physique.

Remarque : il n'y a pas eu d'essais supplémentaires avec des éprouvettes prélevées dans le sens diagonal de la tôle. La courbe « Déformation vraie latérale-longitudinale » a été construite à partir du coefficient de Lankford maximal mesuré par les extensomètres mécaniques lors du passage des bandes, qui est de 0,91.

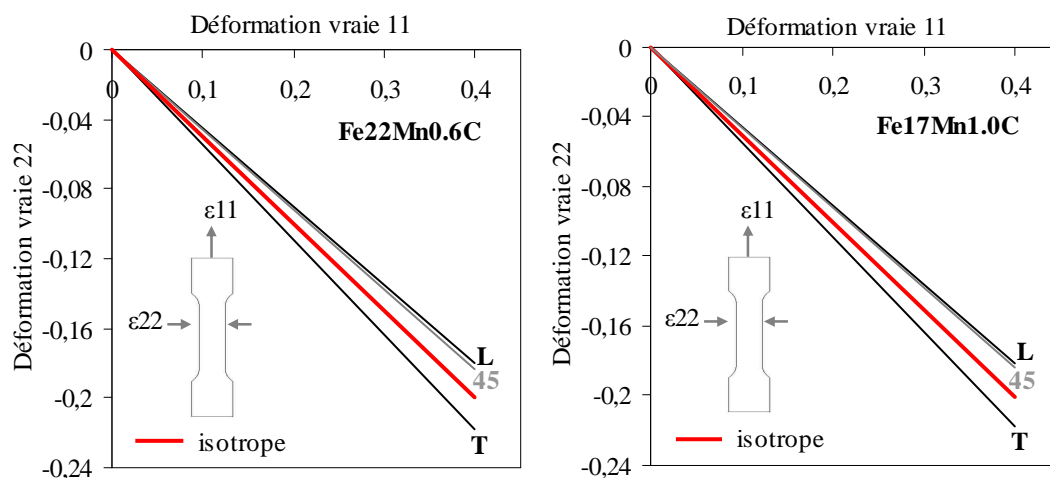


Figure 49 : Déformation vraie latérale-longitudinale en traction ($\dot{\epsilon} = 4.10^{-4} s^{-1}$; sens long, travers et 45° ; 20°C)

1.2 Influence de la triaxialité des contraintes

La Figure 50 compare les résultats obtenus pour les deux nuances dans les sens long et travers et pour les trois rayons d'entaille. Les courbes représentent la contrainte nette (charge rapportée à la surface initiale entre les deux entailles) en fonction de l'ouverture des entailles (moyenne de la mesure des deux extensomètres, cf. Chapitre 2-3.3.1). Les mêmes tendances sont observées pour les deux nuances d'acier TWIP.

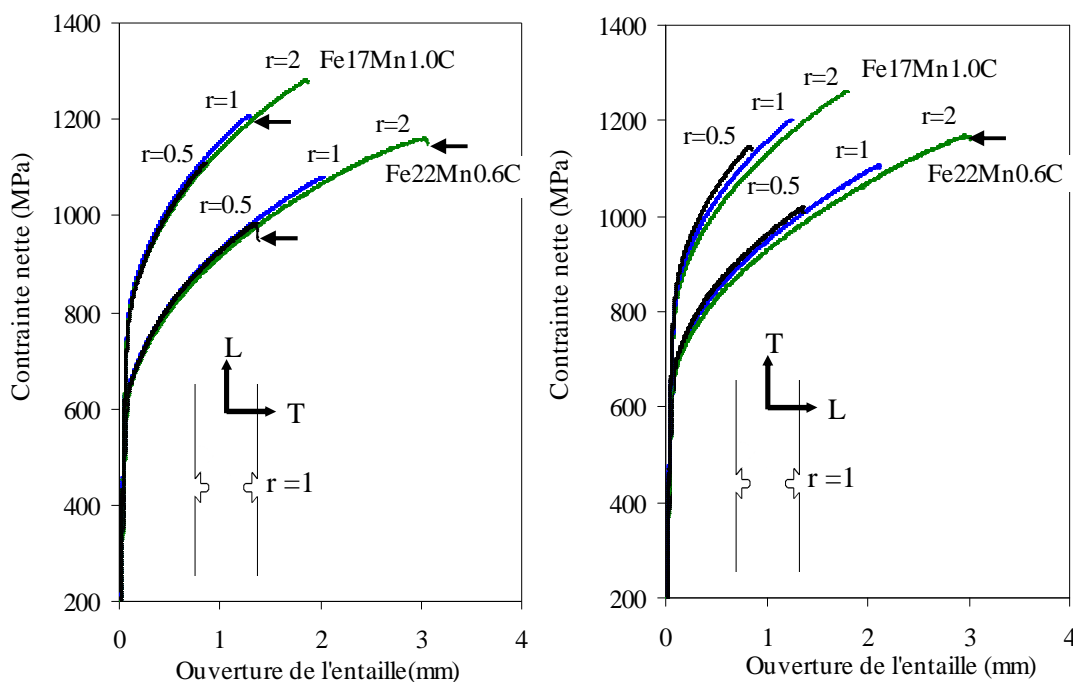


Figure 50 : Contrainte nette – ouverture de l'entaille (0,5mm/min ; sens long et travers ; 20°C)

Tout d'abord, le taux d'érouissage et la limite d'écoulement varient peu avec le rayon d'entaille lorsque le matériau est sollicité dans le sens du laminage. En sens travers, le taux d'érouissage augmente légèrement avec la diminution du rayon d'entaille (i.e. l'augmentation de la triaxialité des contraintes). La triaxialité des contraintes semble surtout influencer l'ouverture de l'entaille à la rupture et la contrainte nette à la rupture. Certaines courbes, marquées par une flèche sur la Figure 50, présentent une légère chute de la charge juste avant la rupture brutale de l'éprouvette. A rayon d'entaille égal, l'ouverture d'entaille à la rupture pour la nuance Fe17Mn1.0C est plus faible que celle mesurée pour la nuance Fe22Mn0.6C alors que l'allongement à rupture moyen en traction uniaxiale était voisin pour les deux nuances.

La Figure 51 reprend les courbes « Contrainte nette – ouverture » en soulignant non plus l'effet d'entaille mais l'effet du sens de prélèvement des éprouvettes de même géométrie. Les essais ont été doublés et l'ensemble des courbes est présenté sur la Figure 51. Celle-ci montre une anisotropie plus élevée lorsque le rayon d'entaille diminue et que la triaxialité des contraintes augmente.

- Pour les éprouvettes de rayon d'entaille $r=0,5\text{mm}$, l'anisotropie est marquée, la contrainte nette en sens travers étant plus élevée que celle en sens long.
- Pour les éprouvettes de rayon d'entaille $r=2\text{mm}$, l'anisotropie est faible et un croisement des courbes est même constaté pour la nuance Fe17Mn1.0C.
- Pour les éprouvettes de rayon d'entaille $r=1\text{mm}$, le comportement est intermédiaire.

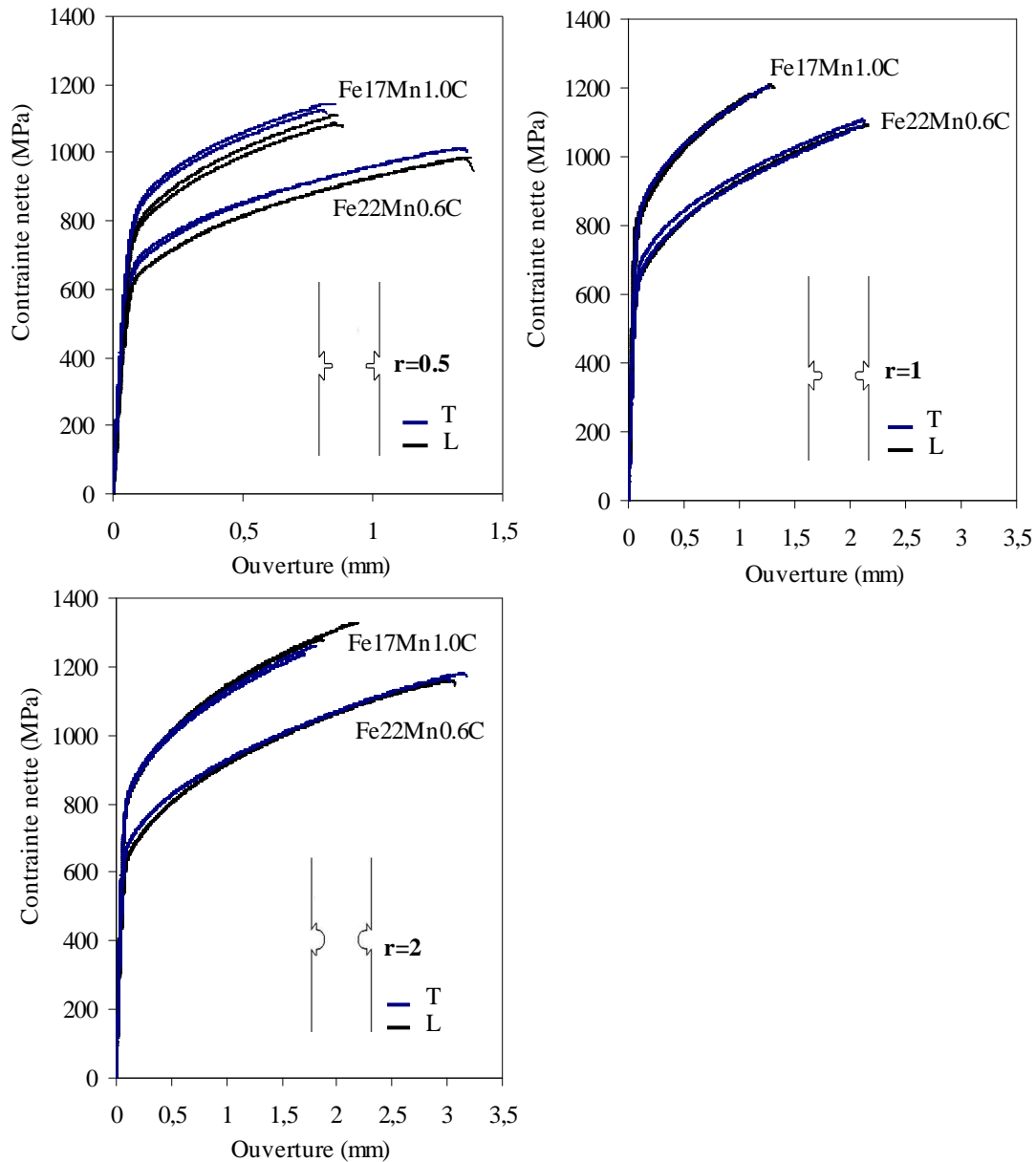


Figure 51 : Influence de la direction de prélèvement sur les courbes contrainte nette- ouverture de l'entaille (0.5mm/min ; 20°C)

Par rapport aux courbes de traction uniaxiale présentées dans la partie précédente, les courbes de traction sur éprouvettes entaillées ne présentent pas d'instabilité plastique. Or, des essais de traction sur ces mêmes éprouvettes entaillées à une vitesse plus élevée (vitesse de la traverse égale à 5mm/min au lieu de 0.5mm/min) indiquent que le matériau conserve une sensibilité négative à la vitesse, à cette température et pour ces

faibles vitesses de sollicitation (ex : Figure 52 sur la nuance Fe17Mn1.0C avec un rayon d'entaille de 1mm).

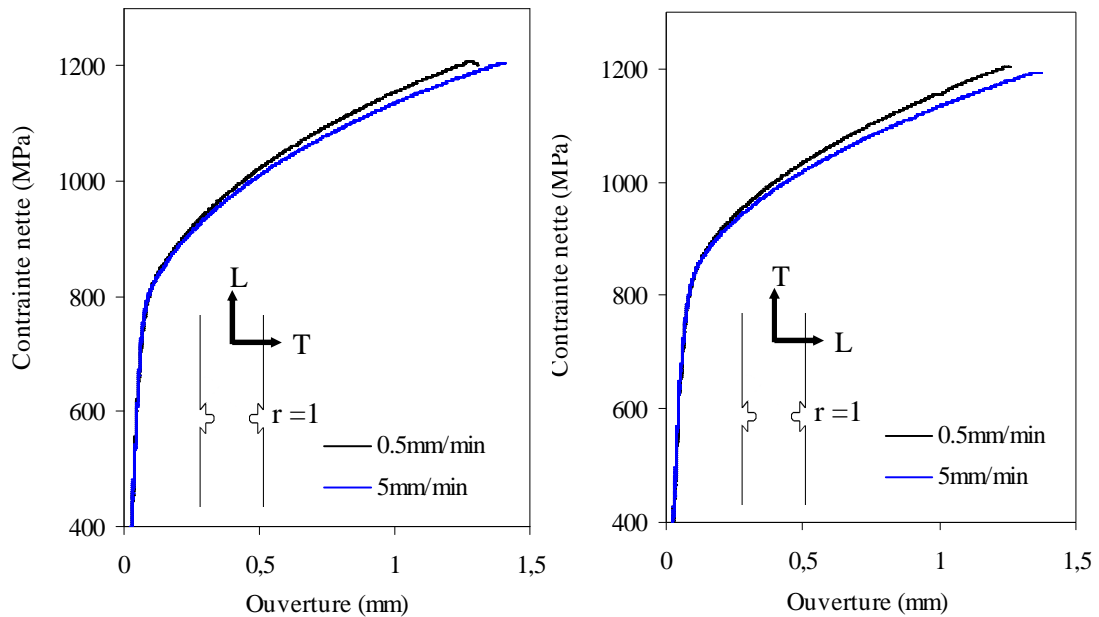


Figure 52 : Influence de la vitesse sur les courbes contrainte nette – ouverture de l'entaille pour la nuance Fe17Mn1.0C ($r=1\text{mm}$; sens long et travers ; 20°C)

L'absence d'instabilités sur ces courbes se justifie sans doute par la concentration de la déformation dans une zone réduite de l'éprouvette. En effet, les champs de déformation obtenus par corrélation d'images n'ont pas indiqué la présence de bandes de déformation, comme lors des essais de traction sur éprouvettes lisses. Ils montrent que la déformation est concentrée au bord des entailles (par exemple, Figure 53 sur une éprouvette entaillée de rayon d'entaille $r=2\text{mm}$, juste avant la rupture). A la rupture, la déformation majeure, c'est-à-dire la déformation principale dans la direction de sollicitation, atteint près de 70%. Ce niveau de déformation est bien plus élevé que celui mesuré lors des essais de traction sur éprouvettes lisses. Ceci justifie le choix des éprouvettes qui vont permettre l'identification de la loi de comportement à ces grandes déformations.

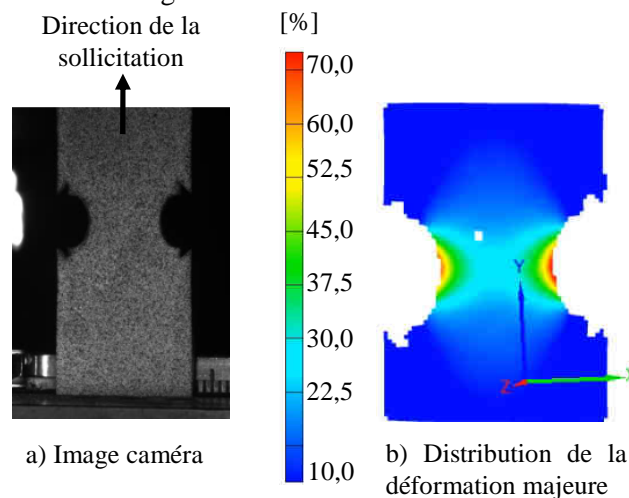


Figure 53 : Champs de déformation instantané obtenu par corrélation d'images lors d'un essai de traction sur une éprouvette de rayon d'entaille $r=2\text{mm}$

De plus, la Figure 51 sur laquelle l'ensemble des résultats d'essais sont superposés montrent que les valeurs d'ouverture d'entaille à la rupture sont beaucoup moins dispersives que les allongements à rupture en traction uniaxiale. Cette différence de comportement entre éprouvettes lisses et entaillées nous amène à penser que la présence de bandes de déformation introduit des instabilités aléatoires sur les éprouvettes lisses, non observées sur les éprouvettes entaillées.

Les essais de traction sur éprouvettes entaillées ont mis en évidence une anisotropie en contraintes dont il semble important de tenir compte lorsque la triaxialité des contraintes devient plus élevée que celle en traction. Les essais sur éprouvettes entaillées vont permettre de déterminer la forme de la surface de charge initiale, en tenant compte de l'effet des contraintes biaxiales et d'identifier la loi de comportement aux grandes déformations.

1.3 Comportement mécanique en cisaillement

La Figure 54 présente le comportement mécanique des deux nuances d'acier TWIP sollicitées en cisaillement monotone. Les essais sont menés jusqu'à rupture, c'est-à-dire jusqu'à la déchirure de la tôle dans les mors. Cette rupture est liée à un effet de bord libre le long des mors et peut survenir de manière prématurée. C'est pourquoi la déformation e_{12} à rupture est très variable d'un essai à l'autre et n'est pas représentative de la capacité du matériau à se déformer en cisaillement.

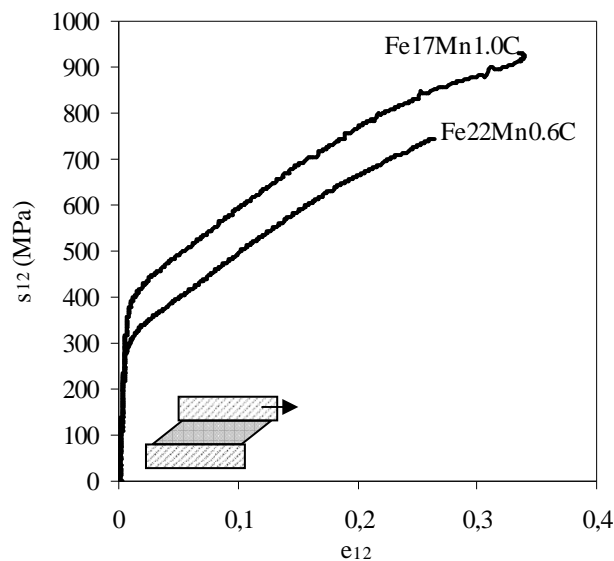


Figure 54 : Courbes de cisaillement monotone (0,5kN/s ; 20°C)

Comme en traction, la nuance Fe17Mn1.0C présente une résistance mécanique en cisaillement supérieure de plus de 100MPa par rapport à celle de la nuance Fe22Mn0.6C. Les courbes de cisaillement sont également représentées en contraintes et déformations équivalentes suivant le critère de von Mises sur la Figure 55. Ce résultat est superposé à la courbe rationnelle de traction monotone, à une vitesse équivalente ($\dot{\epsilon} = 4.10^{-3} s^{-1}$).

Le comportement mécanique équivalent en cisaillement, modélisé par le critère de von Mises, est inférieur à celui en traction uniaxiale (en termes de contrainte équivalente pour une même déformation équivalente). Le critère de von Mises ne semble pas adapté

pour calculer les contraintes et déformations équivalentes pour ce matériau. Dans un premier temps, pour interpréter les résultats des essais de cisaillement avec trajet retour et évaluer l'ordre de grandeur de l'écrouissage cinématique par rapport à l'écrouissage isotrope, on définit une autre surface de charge, « iso-paramètre » à celle représentée par le critère de von Mises de la façon suivante. Une constante Y est définie telle que la courbe de cisaillement en contraintes et déformations équivalentes se superpose à celle de la courbe de traction.

- Contraintes et déformations équivalentes en cisaillement, avec le critère de von Mises :

$$\begin{aligned} s_{12eq} &= \sqrt{3}\sigma_{12} \\ e_{12eq} &= \sqrt{\frac{4}{3}}\epsilon_{12} \end{aligned} \quad (11)$$

- Contraintes et déformations équivalentes en cisaillement, avec un autre critère « iso-paramètre » à celui de von Mises :

$$\begin{aligned} s_{12eq} &= \sqrt{Y}\sigma_{12} \\ e_{12eq} &= \sqrt{\frac{4}{Y}}\epsilon_{12} \end{aligned} \quad (12)$$

Avec $Y=3,7$ pour la nuance Fe22Mn0.6C et $Y=3,6$ pour la nuance Fe17Mn1.0C (au lieu de $Y=3$ pour le critère de von Mises), les courbes de cisaillement et de traction se superposent (Figure 55).

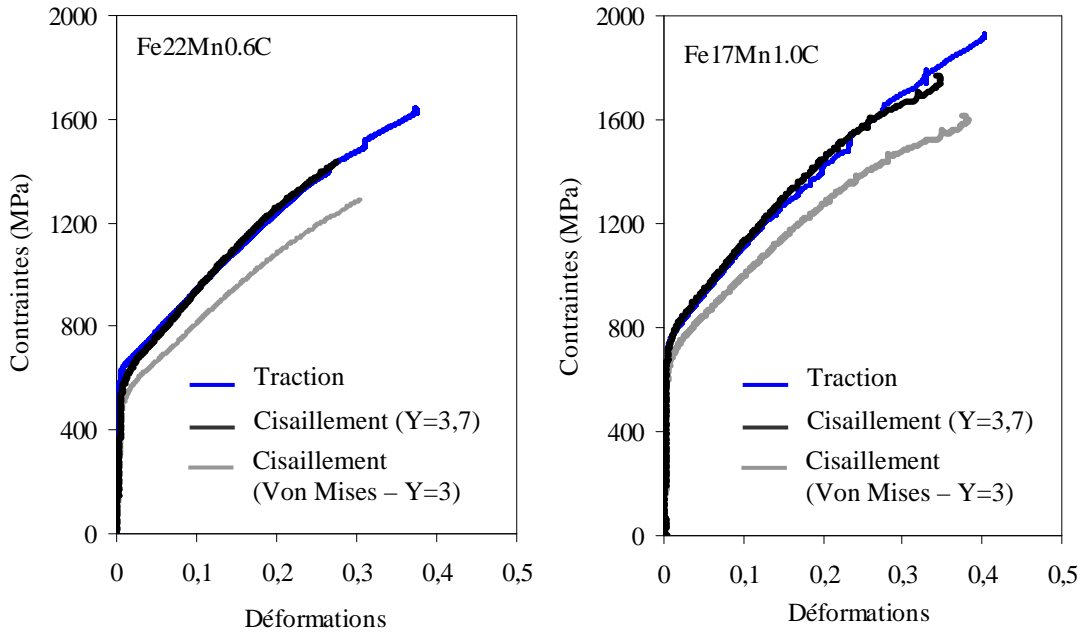


Figure 55 : Contraintes équivalente/vraie – Déformation équivalente/vraie en cisaillement/traction pour les deux nuances

1.4 Comportement cinématique et cyclique

L'effet Bauschinger a été caractérisé par des essais de cisaillement réversible à différents niveaux de pré-déformation. Les résultats pour les deux nuances sont présentés sur la Figure 56. La pré-déformation à 20% est la pré-déformation maximale atteignable. Au delà, une déchirure dans les mors est observée au cours du trajet retour.

Un fort effet Bauschinger est observé pour les deux matériaux. La saturation de l'effet Bauschinger, si elle existe, n'est pas atteinte pour ces niveaux de pré-déformation. De plus, lors du cisaillement monotone, le passage du domaine élastique au domaine plastique s'effectue brutalement (le « coude » au niveau de la limite d'élasticité est marqué) alors qu'au niveau de la sollicitation dans la direction opposée, cette même transition est très douce.

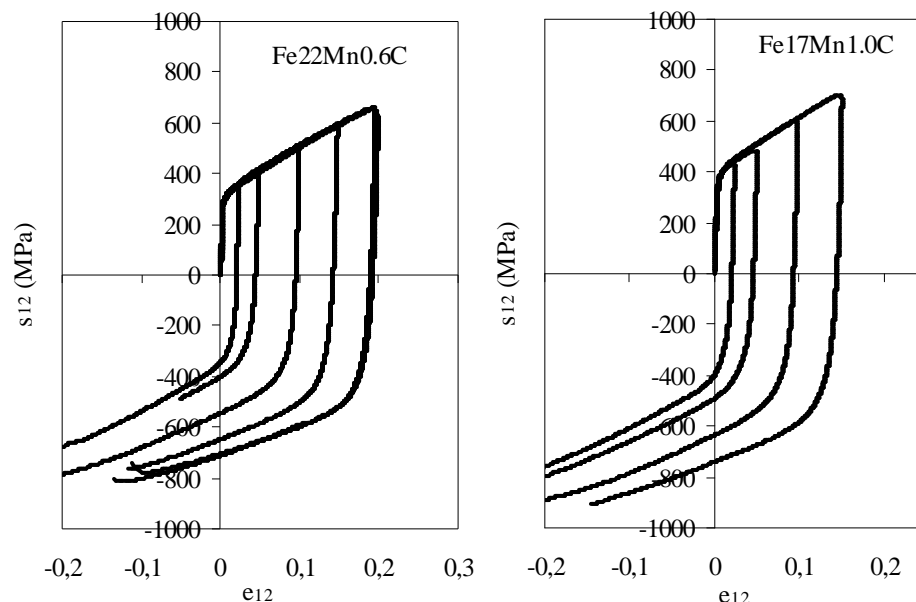


Figure 56 : Contrainte s_{12} – déformation e_{12} lors des essais de cisaillement réversible à différents niveaux de pré-déformation

Ces essais permettent de mettre en évidence la nature mixte isotrope + cinématique de l'écrouissage :

- L'écrouissage isotrope est un durcissement lié à des obstacles à courte distance. Il transforme la surface de charge initiale de façon homothétique par rapport à l'origine du repère (Figure 57a).
- L'écrouissage cinématique est lié à l'effet Bauschinger (obstacles à longue distance). La surface de charge est simplement translatée sans subir de déformation ou de rotation (Figure 57b).

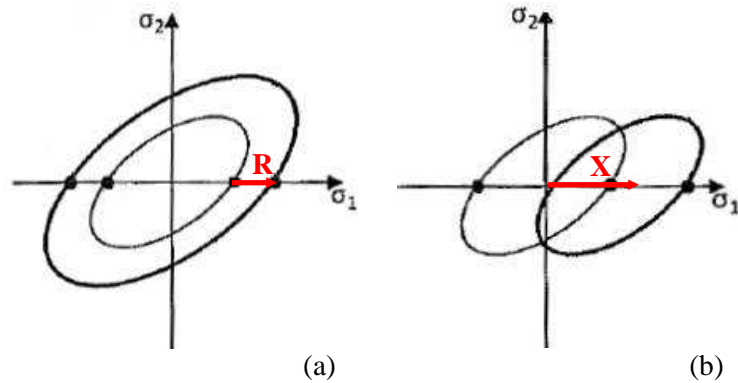


Figure 57 : Nature a) isotrope et b) cinématique de l'écrouissage

La contribution de l'écrouissage isotrope et cinématique à l'écrouissage total est présentée sur la Figure 58, la Figure 58b indiquant la méthode expérimentale pour mesurer l'effet Bauschinger. De plus, on parle d'adoucissement permanent lorsque l'écrouissage lors du trajet retour ne rattrape pas celui de la courbe monotone de cisaillement.

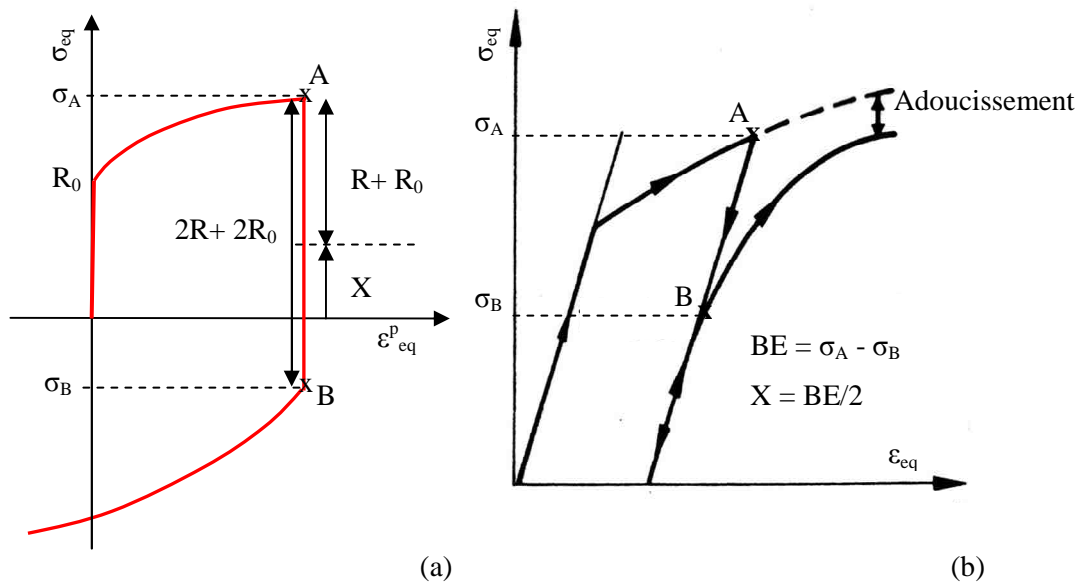


Figure 58 : a) Définition schématique de l'écrouissage isotrope R et cinématique X , b) méthode de mesure de X sur les courbes de cisaillement réversible

La Figure 59 montre l'évolution de l'écrouissage isotrope et cinématique en fonction de la déformation plastique équivalente mesurée sur les courbes de cisaillement réversibles. Il faut noter que ces valeurs dépendent du critère utilisé pour écrire les contraintes et les déformations équivalentes. Nous avons utilisé le critère « iso-paramètre » à von Mises expliqué plus haut dans cette partie. Sous cette hypothèse, la Figure 59 montre le profil de l'évolution des deux types d'écrouissage.

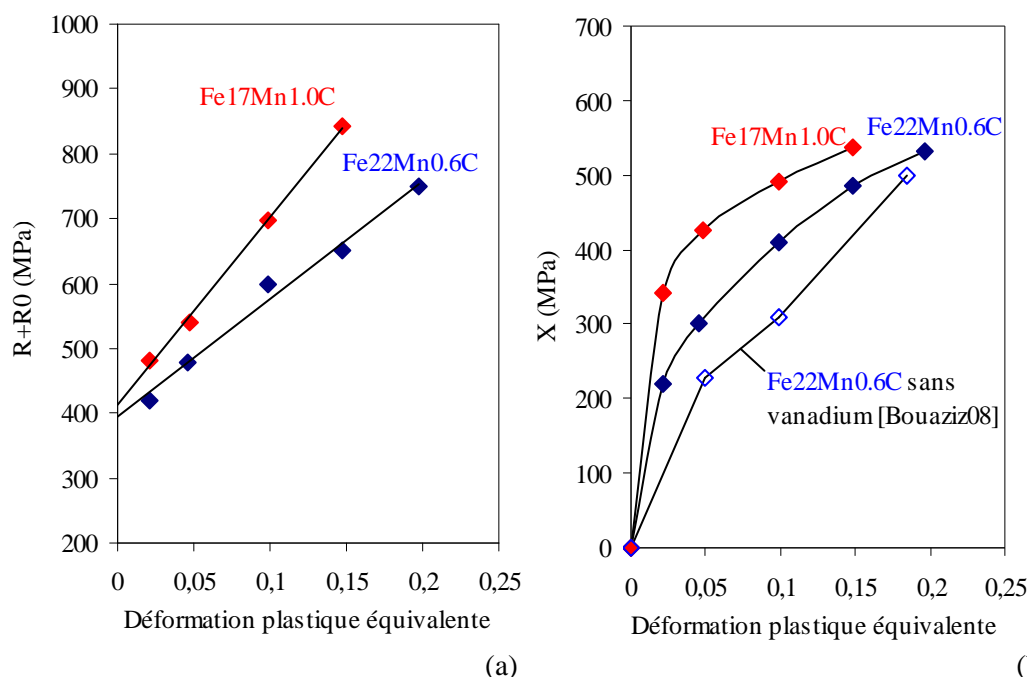


Figure 59 : Evolution de l'écrouissage a) isotrope R (sous la forme $R+R_0$) et b) cinématique X avec la déformation plastique équivalente (critère « iso-paramètre »)

Jusqu'à 20% de déformation plastique équivalente, l'écrouissage isotrope évolue de façon quasi-linéaire pour les deux matériaux. L'écrouissage cinématique présente une augmentation importante au début de la déformation plastique puis il augmente plus faiblement et de manière linéaire. Pour l'écrouissage cinématique il existe donc un premier mécanisme à l'origine de ce type d'écrouissage qui sature à partir de 5% de déformation. L'évolution quasi-linéaire de l'écrouissage cinématique après 5% de déformation peut être liée aux interactions dislocations-macles, l'activation du maclage n'ayant pas montré de signe de saturation avec la déformation [Thèse Allain, Thèse Barbier].

L'écrouissage cinématique contribue à environ la moitié de l'écrouissage total. Bouaziz et al [Bouaziz08] caractérisent la nature de l'écrouissage selon la même procédure expérimentale pour une nuance Fe22Mn0.6C sans vanadium de taille de grains comparable. La Figure 59b montre que l'écrouissage cinématique mesurée pour la nuance Fe22Mn0.6C sans vanadium est très légèrement plus faible que celle mesurée dans cette étude (pour effectuer la comparaison, les valeurs mesurées par Bouaziz et al ont été redéfinies dans le même équivalent, c'est-à-dire avec notre critère « iso-paramètre » à von Mises). Dans cette étude, nous déterminons une proportion plus faible d'écrouissage de nature cinématique X par rapport aux travaux de Bouaziz et al dans lesquels l'écrouissage isotrope R est très faible.

Même si ces résultats dépendent de l'équivalent choisi, l'allure des courbes décrivant l'évolution de l'écrouissage isotrope et cinématique avec la déformation nous permet de choisir les types de loi d'écrouissage pour la modélisation. Pour l'écrouissage cinématique, on utilisera par exemple deux composantes, l'une linéaire et l'autre non linéaire.

La Figure 60 présente ces mêmes essais mais seuls les trajets retour sont tracés et superposés à la courbe de cisaillement monotone. Cette représentation du comportement

mécanique montre que l'adoucissement permanent existe même s'il est faible. En effet, la courbe de cisaillement avec trajet retour ne semble pas rattraper la courbe monotone.

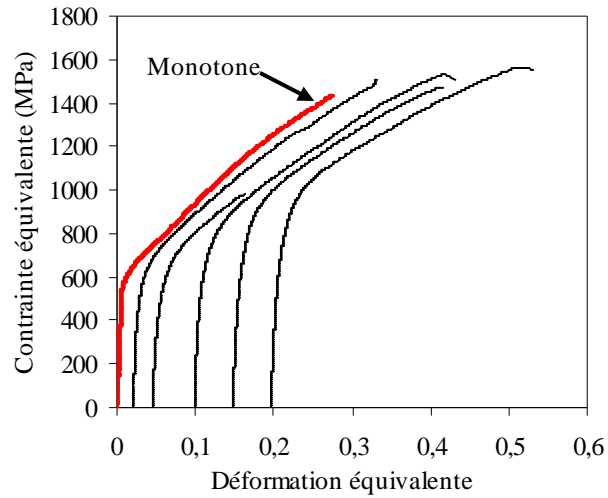


Figure 60 : Comportement mécanique sur le trajet retour des essais de cisaillement réversible (Fe22Mn0.6C). La contrainte est représentée en valeur absolue. Comparaison avec la courbe monotone (en rouge) (critère « iso-paramètre »)

Enfin, des essais de cisaillement cyclique ont été réalisés pour déterminer la saturation de l'écrouissage dans ces conditions (Figure 61a). La Figure 61b présente l'évolution de l'écrouissage cyclique avec la déformation totale cumulée. Une forte augmentation de l'écrouissage avec le nombre de cycles est observée. Il s'agit d'un effet de durcissement cyclique. De façon similaire de la Figure 59a, l'évolution de l'écrouissage est linéaire jusqu'à environ 0,20 de déformation cumulée. Puis, l'écrouissage suit une évolution non linéaire dont il fera tenir compte lors de l'identification d'un modèle de comportement.

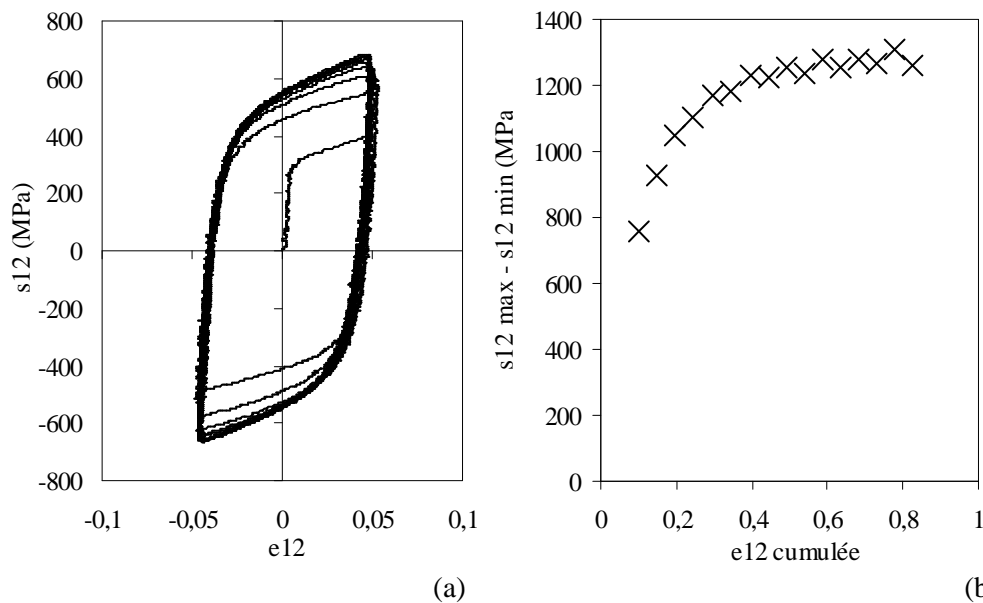


Figure 61 : a) Boucles d'hystérésis en cisaillement (cycles 1 à 10) , b) Courbe d'écrouissage cyclique en cisaillement pour la nuance Fe22Mn0.6C

1.5 Synthèse sur la caractérisation expérimentale du comportement mécanique

La caractérisation du comportement mécanique des deux nuances a mis en évidence :

- une légère **anisotropie macroscopique** caractérisée par des contraintes supérieures lors des essais en sens travers par rapport au sens long (anisotropie en contraintes), et des coefficients de Lankford différents de 1 (anisotropie en déformations),
- du **vieillissement dynamique** caractérisé par une sensibilité négative à la vitesse des courbes de traction sur éprouvettes lisses et entaillées, et la présence d'instabilités plastiques sur les courbes de traction sur éprouvettes lisses,
- l'**influence de la triaxialité des contraintes** sur les caractéristiques mécaniques.

La triaxialité des contraintes influence de façon significative la charge et l'ouverture d'entaille à la rupture. En revanche, l'écrouissage est faiblement influencé. La rupture des éprouvettes entaillées se produit de manière brutale, bien avant que la pente de la courbe devienne nulle. Le matériau continue à s'écrouir lorsque la rupture intervient.

- la **non validation évidente du critère de von Mises**, malgré l'anisotropie, pourtant faible, relevée ci-dessus,
- un **fort effet Bauschinger** mesuré sur les essais de cisaillement avec trajet retour.

L'effet Bauschinger est révélateur du comportement fortement cinématique du matériau, dont il faudra tenir compte lors de la modélisation du comportement mécanique des deux nuances. Ce comportement avait déjà été mis en évidence par Bouaziz et al [Bouaziz08] et repris par Sevillano et al [Sevillano09]. Tous deux ont pris en compte cet effet dans une modélisation à base physique de l'évolution de l'écrouissage. Ces études seront présentées dans la partie suivante (2.1.1).

Cette étude mécanique expérimentale détaillée va permettre d'identifier la loi de comportement sur une large gamme de modes de sollicitation. Celle-ci s'avère nécessaire pour l'analyse mécanique de la rupture (Chapitre 5). Le choix du modèle de comportement et l'identification des paramètres sont présentés dans la partie suivante.

2 Stratégie de modélisation

2.1 Etat de l’art sur les modèles existants

2.1.1 Modèles à base physique

Le Tableau 3 présente les principales études portant sur la modélisation du comportement mécanique des aciers de structure CFC à effet TWIP. La majorité des auteurs répertoriés dans ce tableau travaillent sur l’acier TWIP Fe22Mn0.6C reprenant les résultats expérimentaux de S.Allain [Thèse Allain]. La majorité des modèles sont des modèles à bases physiques :

- soit à l’échelle mésoscopique puis étendue à l’échelle macroscopique par une loi d’homogénéisation de type Taylor, Sachs ou auto-cohérente,
- soit directement à l’échelle macroscopique.

Ces études cherchent à décrire la contribution du glissement des dislocations d’une part et du maillage mécanique d’autre part, sur le libre parcours moyen des dislocations dans un grain, sur la déformation dans un grain ou sur l’écrouissage du matériau.

Bouaziz et al. [Bouaziz08] et Sevillano et al. [Sevillano09] incorporent dans leurs modèles une description de l’évolution des contraintes internes pour prendre en compte l’effet Bauschinger. A l’état d’avancement de ces travaux, testés notamment par D.Barbier [Thèse Barbier], ces modèles sous-estiment l’effet Bauschinger sur le comportement mécanique. De plus, ils ne prennent pas en compte l’anisotropie initiale.

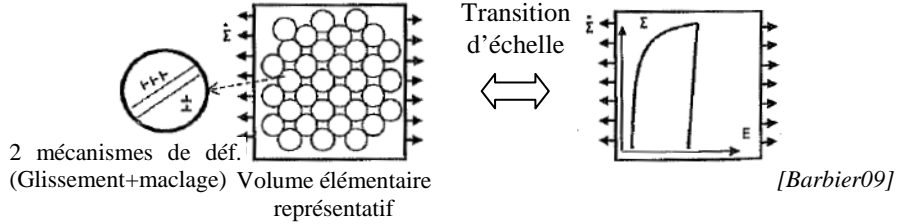
Refs.	Matériaux	Type de modèle	Principe et résultats
[Allain04]	Fe22Mn0.6C	Modèle physique mésoscopique sur un grain + loi d'homogénéisation de type Taylor/Sachs pour la transition méso/macro	Modélisation de l'évolution du libre parcours moyen dans un grain ('Mean Free Path' MFP) des dislocations (contribution glissement + contribution maclage) => Simulation correcte des courbes de traction à 293K et 673K (MFP vs déformation et fraction de grains vs déformation) => Modèle uniquement en 2D. Absence de prise en compte de la rotation du grain, des contraintes de relaxation et de l'effet Bauschinger.
[Bouaziz08]	Fe22Mn0.6C	Modèle physique macroscopique + effet Bauschinger	$\sigma = \sigma_0 + \sigma_f + \sigma_b$ σ_f écrouissage isotrope fonction de la densité de dislocations σ_b écrouissage cinématique fonction du nombre de dislocations stoppées par des obstacles (joints de grains, joints de macles)
[Sevillano09]	Fe22Mn0.6C (Résultats de S.Allain)	Modèle physique macroscopique + effet Bauschinger	Même démarche que le modèle [Bouaziz08] Distinction entre les contraintes internes (forward) pour les macles et les contraintes résiduelles (back) pour la matrice.
[Shiekhelsouk09]	Fe22Mn0.6C (Résultats de S.Allain)	Modèle de plasticité cristalline + approximation auto-cohérente pour la transition méso/macro	<ul style="list-style-type: none"> - Equations constitutives pour le cristal : 2 déformations inélastiques (glissement + maclage) - Approximation auto-cohérente du comportement macroscopique élasto-viscoplastique :  <p>2 mécanismes de déf. (Glissement+maclage) Volume élémentaire représentatif</p> <p>Transition d'échelle</p> <p>[Barbier09]</p>

Tableau 3 : Synthèse des études portant sur la modélisation du comportement mécanique d'acier TWIP et description des différentes méthodes

2.1.2 Modèles à base phénoménologique

La société MatFem, prestataire dans le domaine des matériaux et de la simulation numérique par éléments finis, a réalisé une étude d'identification du comportement mécanique de l'acier TWIP (nuances comparables à celles étudiées ici) pour le compte d'ArcelorMittal. Cette société a proposé une modélisation de type phénoménologique du comportement mécanique de l'acier TWIP [Rapport_Goncalves]. Dans le but d'améliorer la prédiction de la formabilité de l'acier TWIP, une étude expérimentale et numérique a été réalisée pour déterminer également des courbes limites de rupture, dont les résultats seront repris dans le chapitre 4. Dans la littérature, seuls Chung et al présentent le même type de modèle pour simuler le comportement d'un acier TWIP940 de nuance Fe18Mn1.5Al0.5C [Chung11].

Dans cette partie, nous nous proposons d'effectuer un bilan des résultats des deux études en termes de modèle de comportement et type de comportement simulé. L'Annexe 2 détaille les données expérimentales et les différents critères de plasticité testés dans chaque étude (von Mises, Hill48, Hill90, Barlat91, Barlat00). Nous ne nous intéressons ici qu'à la simulation réalisée à partir du modèle de Barlat00. Il s'agit en effet du critère qui donne la meilleure adéquation entre les courbes expérimentales et numériques (il s'agit du critère avec le plus grand nombre de paramètres à identifier et donc avec le plus grand nombre de degrés de liberté). L'intérêt du critère de plasticité Barlat00 par rapport aux autres critères est notamment de simuler à la fois l'anisotropie des contraintes d'écoulement et les coefficients de Lankford.

La Figure 62 superpose la surface de charge initiale décrite par le critère de Barlat00 pour les nuances Fe22Mn0.6C et Fe17Mn1.0C étudiées par MatFem et pour la nuance Fe18Mn1.5Al0.5C issue de la littérature [Chung11]. La Figure 63 compare les surfaces de charge décrites par le modèle Barlat00 (Yld2000), von Mises et Hill48 de la nuance Fe18Mn1.5Al1.0C.

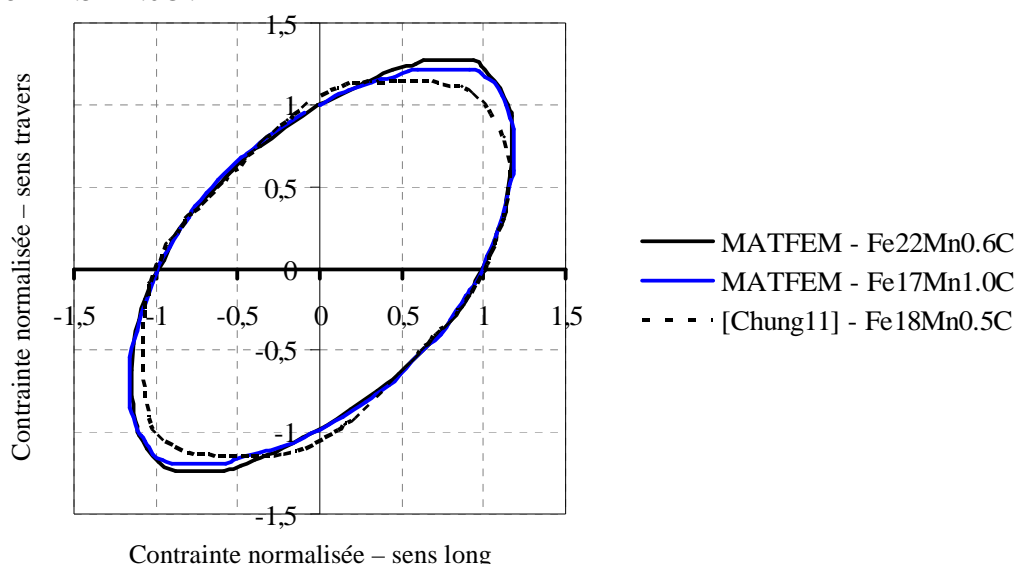


Figure 62 : a) Surfaces de charge initiales, normalisées par rapport à la limite d'écoulement dans le sens long, décrites par le critère de Barlat00 pour un acier TWIP de nuance Fe22Mn0.6C et Fe17Mn1.0C (MatFem) et de nuance Fe18Mn0.5C [Chung11]

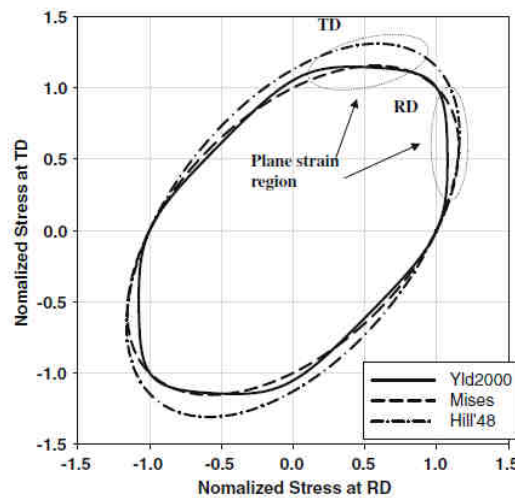


Figure 63 : Comparaison des surfaces de charge Barlat00 (Yld2000), von Mises et Hill48 pour la nuance Fe18Mn0.5C [Chung11]

- Les surfaces de charge décrivant le comportement des différentes nuances sont très similaires (Figure 62). Elles présentent une forme assez « aplatie » dans les zones en cisaillement et « pointue » vers la traction équi-biaxiale. L'anisotropie en traction uniaxiale entre le sens long et travers est faible pour les trois nuances. Le principal écart entre les trois surfaces de charge se situe dans les zones en déformations équi-biaxiées.
- La Figure 63 montre que le critère de Hill48 prédit des contraintes plus importantes que les critères de von Mises et Barlat00 pour la nuance Fe18Mn1.5Al1.0C. Les surfaces de charge de Barlat00 et de von Mises sont proches, la différence entre les deux critères se situant au niveau de l'anisotropie (nulle dans le cas du critère de von Mises) et dans les zones de déformations planes.
- De plus, l'analyse réalisée par MatFem avec le critère de Barlat00 montre que l'adéquation entre les courbes expérimentales et numériques est améliorée lorsque le paramètre « a » de la surface de charge tend vers l'infini, c'est-à-dire que le critère de plasticité tend vers un critère de Tresca. Cependant, à cause de l'« angulosité » de la surface de charge décrite par le critère de Tresca, la convergence des simulations numériques s'avère difficile dans certains modes de déformation. C'est pourquoi, le paramètre « a » a été fixé à 8 dans cette étude.

Ces trois observations nous donnent une idée de la forme de la surface de charge à laquelle on s'attend, c'est-à-dire une surface de charge décrivant un comportement anisotrope, située entre celle décrite par les critères de von Mises et de Tresca, mais plus proche de celle de Tresca.

L'étude expérimentale réalisée par MatFem a également mis en évidence une anisotropie de l'érouissage dans l'espace des contraintes, c'est-à-dire que l'érouissage dépend de l'état de contraintes (Figure 64a). Il faut noter cependant que la compression est caractérisée dans l'épaisseur de la tôle (plusieurs coupons de forme circulaire sont découpés dans la tôle puis superposés entre deux plaques, comme schématisé sur la Figure 64b). La valeur des coefficients de Lankford étant autour de 1, MatFem fait l'hypothèse que cet essai

de compression dans l'épaisseur de la tôle permet de décrire correctement le comportement en compression uniaxiale. Le cisaillement est caractérisé par un essai de torsion.

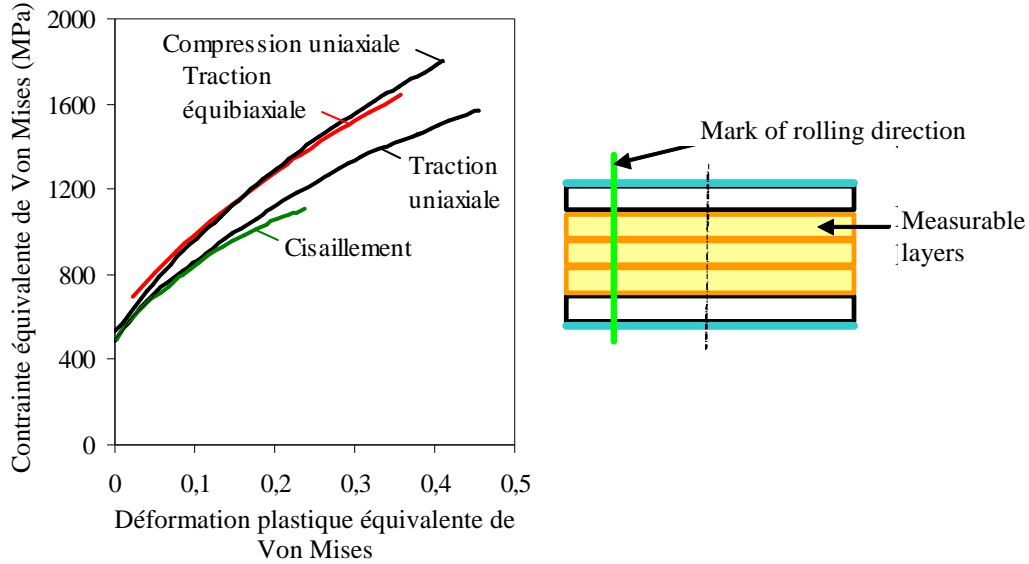


Figure 64: a) Courbes pour différents modes de sollicitation (nuance Fe22Mn0.6C) [Rapport_Goncalves], b) Essai de compression dans l'épaisseur de la tôle

Pour tenir compte de l'anisotropie d'écrouissage entre différents états de contraintes, MatFem propose des fonctions correctives pour chaque « quadrant » du plan (σ_x , σ_y) de la surface de charge prenant en compte les limites d'écoulement en compression uniaxiale, traction équi-biaxiale, compression équi-biaxiale et cisaillement (Figure 65).

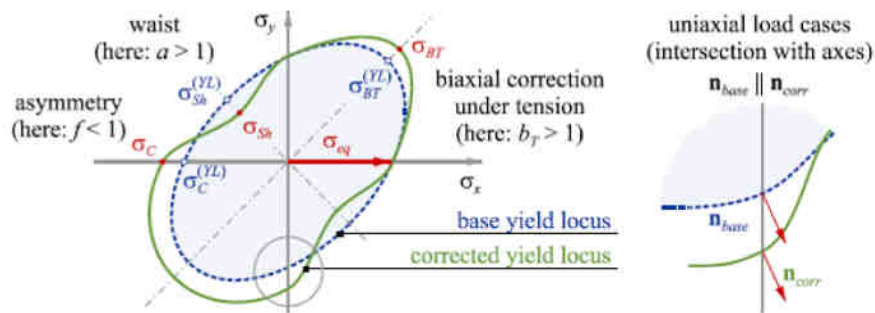


Figure 65: Modification de la surface de charge pour tenir compte du comportement en compression uniaxiale, traction équi-biaxiale, compression équi-biaxiale et cisaillement (nuance Fe22Mn0.6C) [Rapport Goncalves]

Ainsi, la Figure 66 compare la surface de charge décrite par le critère de plasticité Hill48 avec une loi d'écrouissage isotrope d'une part et anisotrope d'autre part, pour deux valeurs de la déformation plastique équivalente donnée. Dans le cas d'une anisotropie en contraintes prononcée, cette surface de charge « corrigée » risque de ne pas être convexe car l'existence d'un potentiel pour décrire l'écoulement n'est pas symétrique. C'est pourquoi Matfem utilise dans ce cas un écoulement non associé. Expérimentalement, ces formes de surface de charge non convexes ont cependant déjà été observées, par exemple avec un

Alliage base nickel 600 (austénitique) dans la thèse de M-T.Farré [Thèse Farré] (Figure 67). Dans cette étude, la surface de charge avait été déterminée à partir d'essais biaxiaux sur tubes (traction + pression interne). La surface de charge après écoulement se caractérise par une anisotropie et une translation dans la direction de l'écoulement. Une légère concavité de la surface apparaît pour un état biaxial donné.

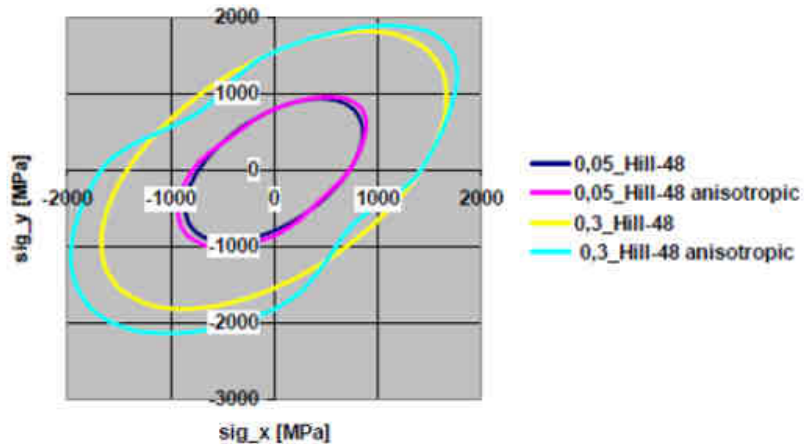


Figure 66 : Surface de charge Hill48 associée à une loi d'écrouissage anisotrope, à deux déformations plastiques équivalentes données [Rapport Goncalves]

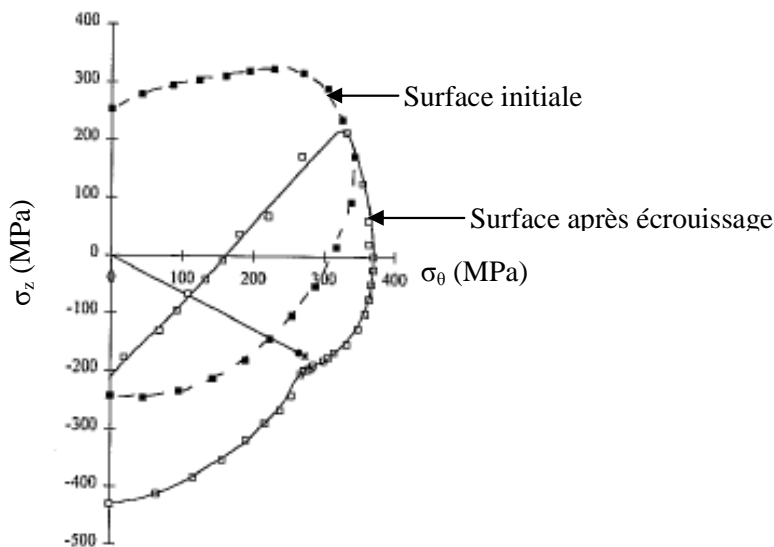


Figure 67 : Surfaces de charge initiale et après écoulement d'un Alliage base nickel 600 (essais biaxiaux sur tubes) [Thèse Farré]

Cette anisotropie d'écrouissage, mesurée expérimentalement par Matfem, met notamment en évidence une asymétrie traction-compression (si on considère valable l'hypothèse selon laquelle le comportement en compression uniaxiale dans le plan de la tôle est assimilable au comportement dans l'épaisseur de la tôle). La limite d'écoulement en compression est légèrement supérieure à la limite en traction. Puis, cet écart augmente avec la déformation plastique. Le même résultat a été observé avec la nuance Fe17Mn1.0C.

Cette asymétrie a déjà été commentée dans la littérature. Un état de l'art sur la cause de l'asymétrie traction-compression et sa prise en compte dans la description de la surface de charge pour les matériaux se déformant par maclage figure en Annexe 2. Il faut cependant noter que cette asymétrie n'a pas été notablement observée dans l'étude de Chung et al sur un acier TWIP Fe18Mn1.5Al0.5C (Figure 68), en réalisant, cette fois-ci, les essais de compression parallèlement au plan de la tôle.

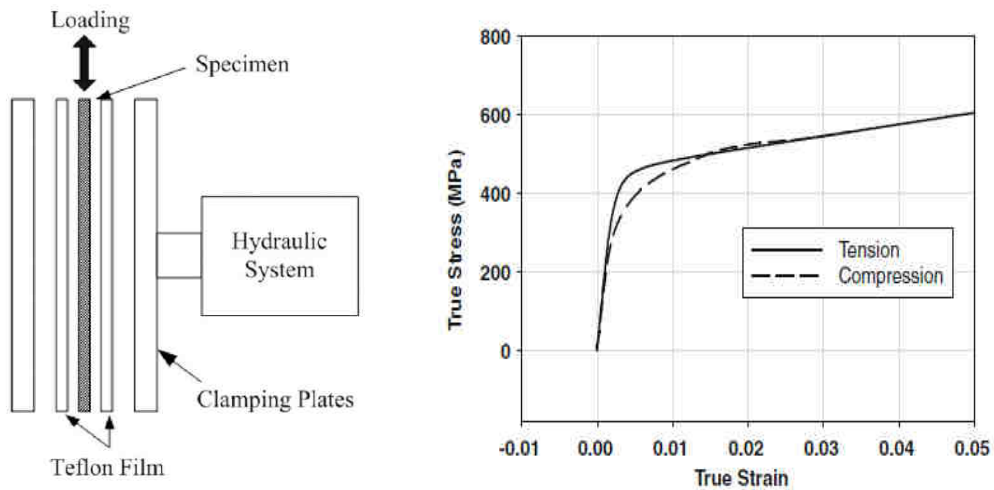


Figure 68 : a) Essai de compression à l'aide d'un dispositif de plaques serrantes, b) Comparaison des courbes de compression et de traction pour la nuance Fe18Mn1.5Al0.5C [Chung11]

2.2 Discussion autour du choix du modèle de comportement

Cette étude vise à simuler des comportements au niveau macroscopique, aux grandes déformations de manière à établir un critère de rupture. Le matériau est considéré comme homogène, même si une déformation par bandes localisées a été constatée. Notre choix se porte sur un modèle phénoménologique du comportement.

Parmi les modèles de comportement de type phénoménologique, le critère d'écoulement le plus fréquemment utilisé est celui de von Mises. La surface de charge est alors décrite par un cylindre dont l'axe est la trisectrice des trois axes $(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$ et d'équation :

$$\frac{1}{\sqrt{2}} \times \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2} = \text{Re} \quad (13)$$

avec σ_1 , σ_2 et σ_3 les contraintes principales du tenseur des contraintes.

Il est couramment associé à une loi d'écrouissage sans seuil de type Hollomon à deux paramètres K et n :

$$\sigma = K \cdot p^n \quad (14)$$

Il permet de décrire un comportement mécanique macroscopique isotrope. Pour la modélisation du comportement des deux nuances, le paramètre n a été fixé de façon à respecter le critère de Considère : la rupture en traction uniaxiale intervenant au sommet de la courbe conventionnelle, le coefficient n est fixé à la valeur moyenne de la déformation vraie à rupture. Le paramètre K a été identifié sur la courbe de traction uniaxiale en sens long à 4.10^{-4}s^{-1} . Pour la nuance Fe22Mn0.6C (Figure 69a), bien que le modèle ne simule pas correctement le début de la courbe de traction, l'optimisation du paramètre K permet de reproduire le comportement aux grandes déformations, ce qui peut suffire puisque nous nous intéressons au comportement à la rupture. Pour la nuance Fe17Mn1.0C, une loi d'écrouissage de type Hollomon (avec une loi puissance) ne permet pas de reproduire la forme de la courbe de traction.

Remarque : Nous avons choisi d'identifier le paramètre K sur la courbe de traction uniaxiale à 4.10^{-4}s^{-1} car la simulation des essais de traction sur éprouvettes entaillées montre qu'il s'agit de l'ordre de grandeur de vitesses de déformation induit par ces essais. Nous étudierons l'effet de la sensibilité à la vitesse sur l'écrouissage et sur la prédiction de la rupture dans le Chapitre 4-4.

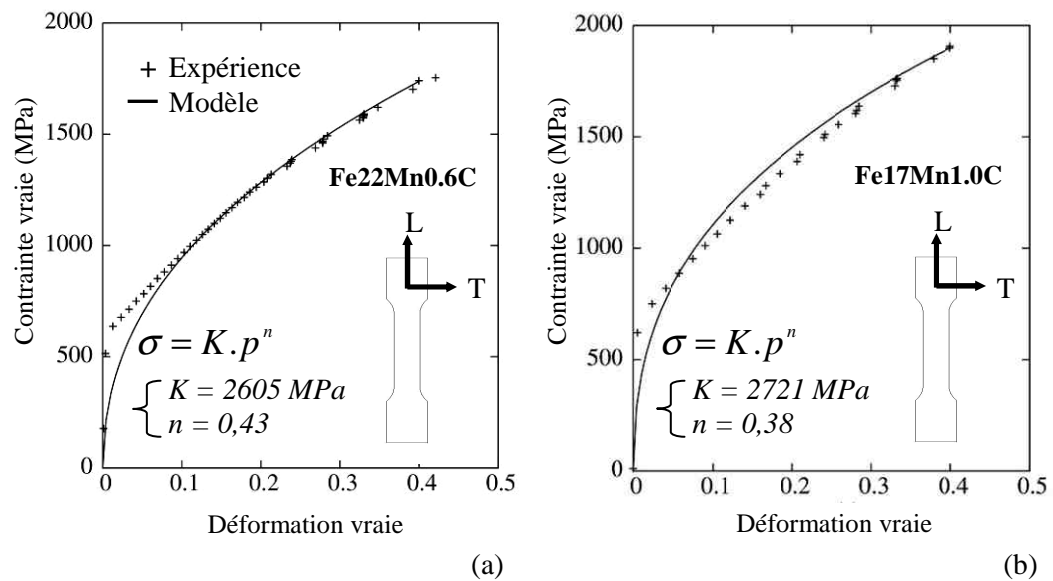


Figure 69 : Identification du paramètre K de loi d'Hollomon sur la courbe de traction uniaxiale à $4.10^{-4} s^{-1}$ pour la nuance a) Fe22Mn0.6C et b) Fe17Mn1.0C

Le modèle de comportement « von Mises – Ecouissage isotrope de type Hollomon » a été ensuite testé pour les deux nuances en simulant les essais de traction sur éprouvettes entaillées et l'essai de cisaillement monotone (Figure 70 et Figure 71). Comme nous l'avons constaté en interprétant les essais de cisaillement (Chapitre 3 – 1.3), le modèle de von Mises ne permet pas de simuler le comportement des nuances étudiées car le modèle surestime les contraintes au début de l'écoulement plastique et sous-estime l'écrouissage.

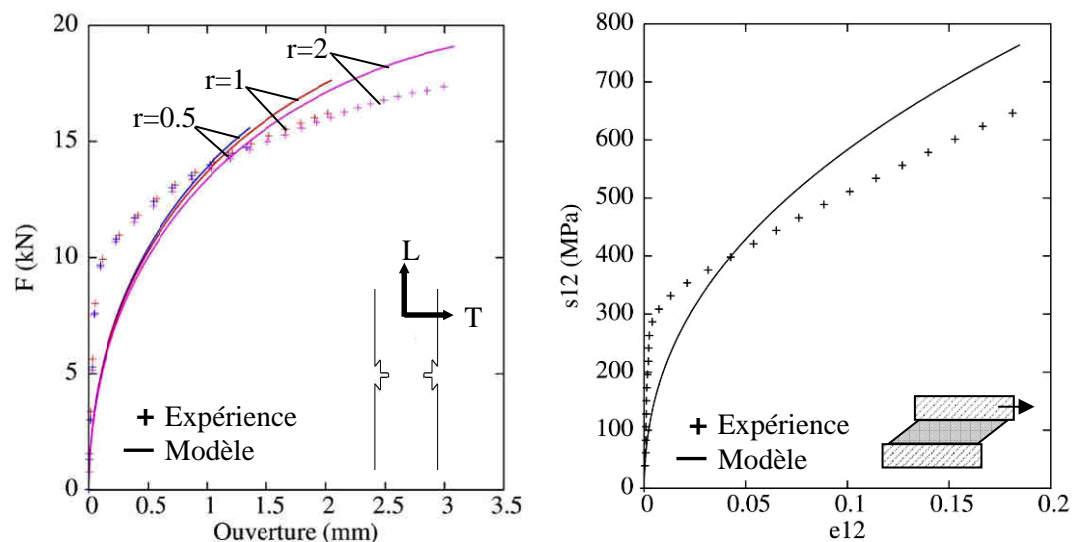


Figure 70 : Simulation du comportement mécanique de la nuance **Fe22Mn0.6C** avec le modèle « von Mises – Ecouissage isotrope de type Hollomon »

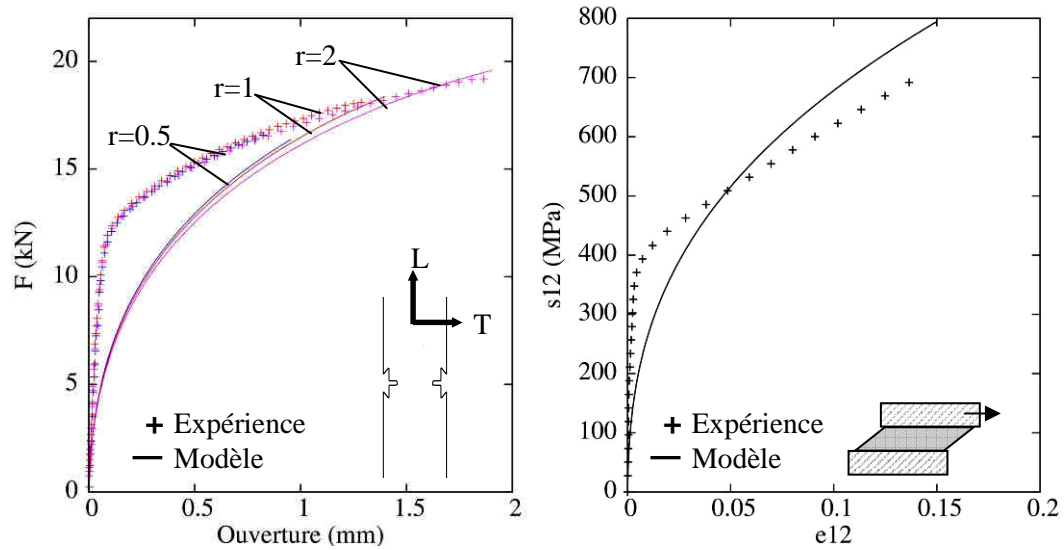


Figure 71 : Simulation du comportement mécanique de la nuance **Fe17Mn1.0C** avec le modèle « von Mises – Ecouissage isotrope de type Hollomon »

Même si ces résultats en terme de modélisation ne sont pas satisfaisants, ils nous permettent de constater une différence de comportement en terme d'écrouissage entre les deux nuances. Alors que les courbes de traction uniaxiale dans le sens long sont correctement reproduites, les résultats de la simulation des essais sur éprouvettes entaillées sont complètement différents entre les deux nuances. Les résultats de ce modèle de comportement ont été présentés car nous verrons qu'il est couramment utilisé dans un contexte industriel, notamment pour exprimer d'une manière simple les équations des critères de rupture qui vont nous intéresser.

Avant d'utiliser un autre critère de plasticité, nous proposons de tester un modèle toujours basé sur le critère de plasticité de von Mises mais associé à une loi d'écrouissage comprenant deux termes, un terme linéaire et un autre non linéaire (d'après les résultats expérimentaux présentés dans la partie 1.4) :

$$\sigma = R_0 + H.p + Q.(1 - e^{-bp}) \quad (15)$$

Cette loi d'écrouissage est définie par quatre paramètres : R_0 , H , Q et b . La limite d'élasticité R_0 est ajustée avec la courbe de traction uniaxiale dans le sens long. Cette loi d'écrouissage comprenant plus de paramètres que le modèle « von Mises – écouissage de type Hollomon », H , Q et b sont identifiés sur davantage d'essais :

- l'essai de traction uniaxiale à $4.10^{-4} s^{-1}$ dans le sens long,
- l'essai de traction sur une éprouvette entaillée de rayon 0,5 mm en sens long
- l'essai de cisaillement monotone.

Les paramètres sont donc identifiés en optimisant simultanément sur trois sollicitations différentes. H gouverne l'écrouissage aux très fortes déformations (traction uniaxiale en fin d'essai, traction sur éprouvettes entaillées), Q et b aux plus faibles déformations. Les résultats de l'identification sont présentés sur la Figure 72 pour la nuance Fe22Mn0.6C et Figure 73 pour la nuance Fe17Mn1.0C.

L'utilisation d'une loi d'écrouissage à trois paramètres permet d'améliorer la simulation du comportement même si les contraintes ont toujours tendance à être surestimées en cisaillement. Contrairement à la modélisation précédente, le modèle « von Mises – Ecrouissage à 3 paramètres » donne de meilleurs résultats avec la nuance Fe17Mn1.0C qu'avec la nuance Fe22Mn0.6C. Ce dernier modèle semble être le meilleur compromis possible avec un critère de plasticité isotrope.

Le comportement mécanique des nuances étudiés étant anisotrope et ne vérifiant pas le critère de von Mises, on adopte un modèle avec un critère d'écoulement anisotrope et plus particulièrement le **critère de plasticité de Bron et Besson** [Bron04]. Il a été retenu car son formalisme recouvre la plupart des critères d'écoulement classiques, y compris le modèle de Barlat, et rend compte de l'anisotropie des tôles laminées, même s'il porte uniquement sur la surface de charge initiale.

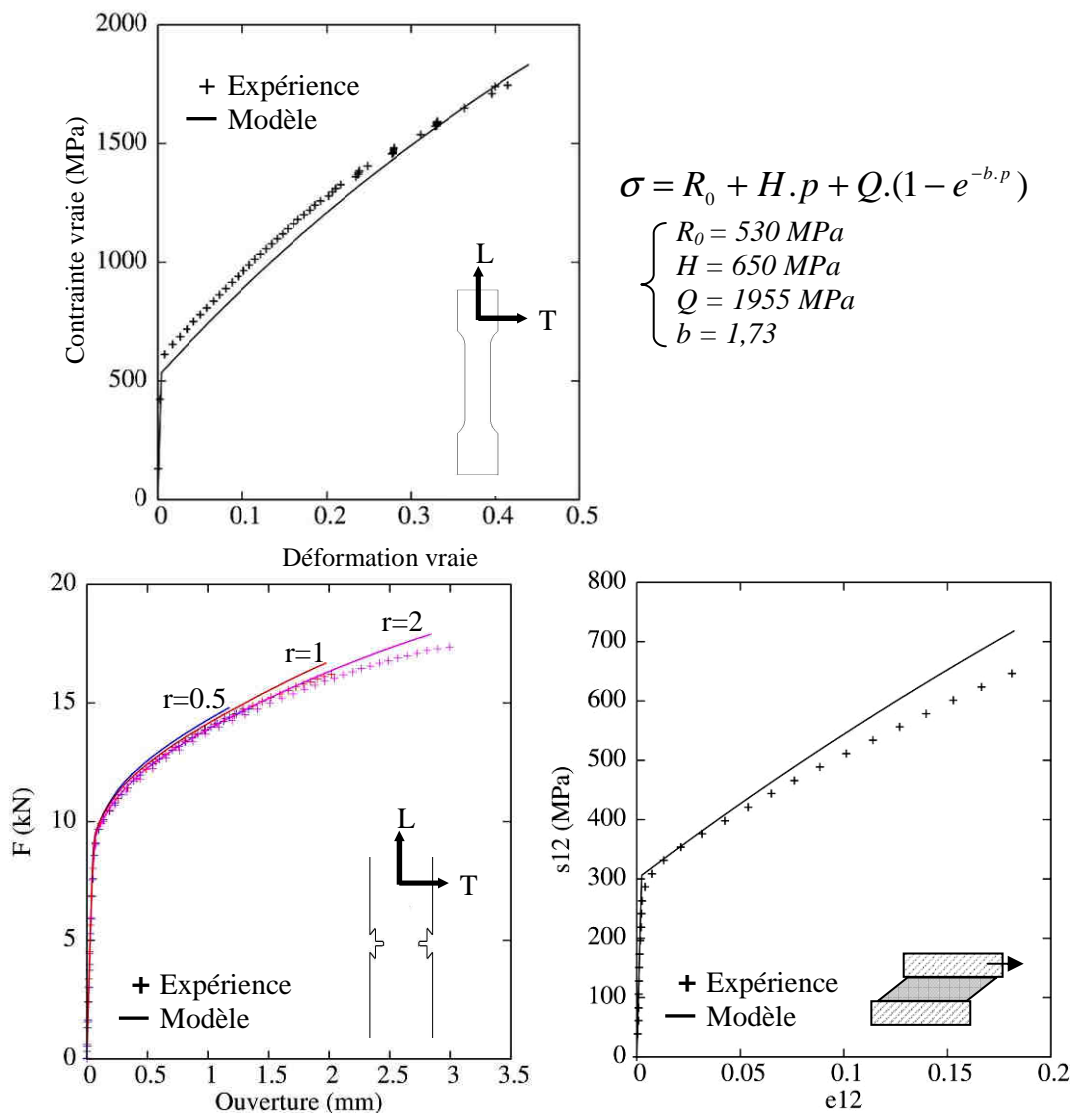


Figure 72 : Identification des paramètres H , Q et b de la loi d'écrouissage pour la nuance **Fe22Mn0.6C**

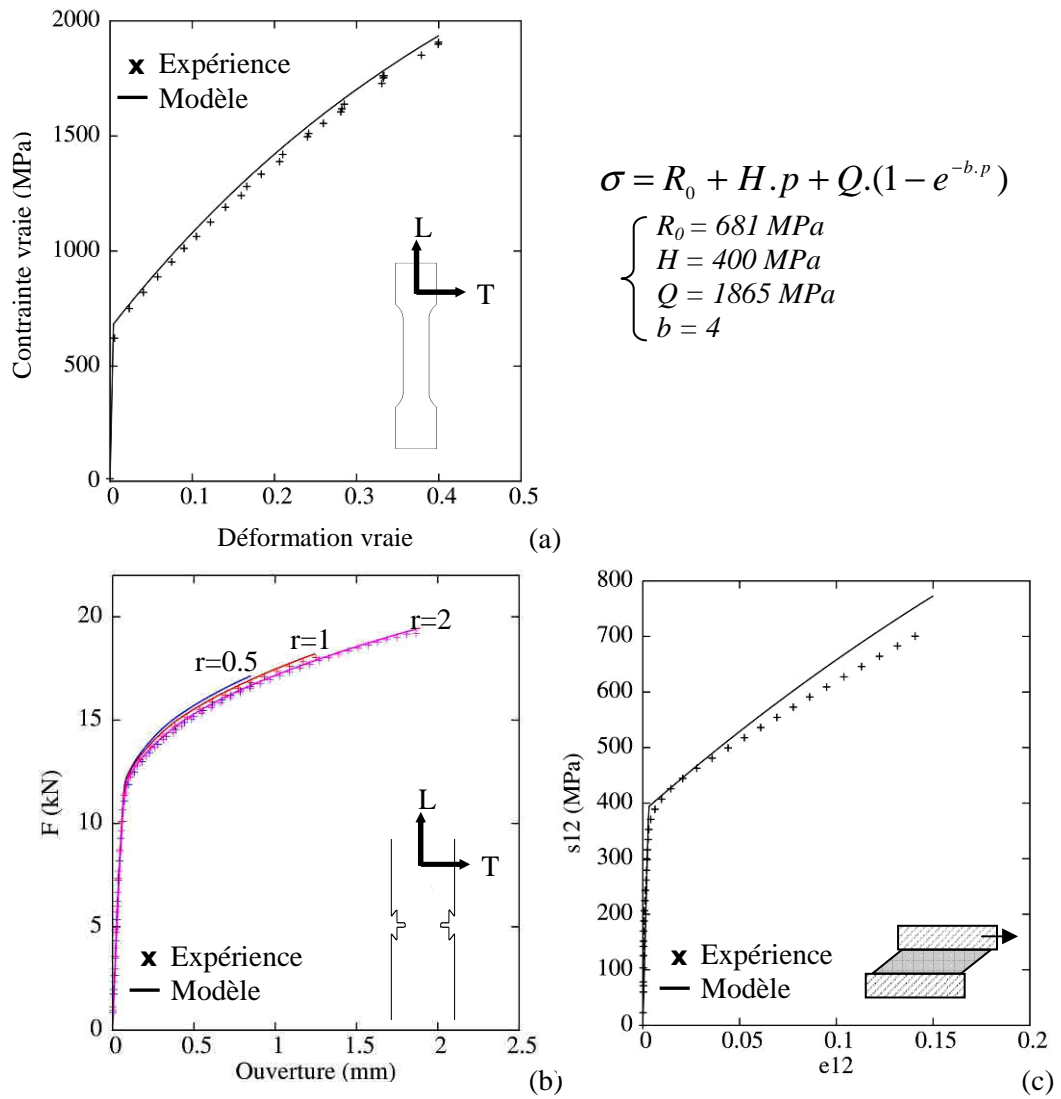


Figure 73 : Identification des paramètres H , Q et b de la loi d'écrouissage pour la nuance **Fe17Mn1.0C**

2.3 Modèle de comportement de Bron et Besson

La surface de charge, pour un tenseur des contraintes $\underline{\sigma}$, s'exprime :

$$f(\underline{\sigma}, \underline{X}, R) = \sigma_{eq(B)}(\underline{\sigma} - \underline{X}) - R \quad (16)$$

R décrit la loi d'écrouissage isotrope. Le tenseur \underline{X} modélise l'écrouissage cinématique en déplaçant le centre de la surface de charge.

2.3.1 Expression de la contrainte équivalente de Bron et Besson

La contrainte équivalente de Bron et Besson s'écrit :

$$\sigma_{eq(B)} = \left(\sum_{k=1}^2 \alpha^k (\bar{\sigma}^k)^a \right)^{1/a} \quad (17)$$

Les fonctions $\bar{\sigma}^k$ décrivent une surface d'écoulement, avec $k=1$ ou $k=2$ et $\alpha^2 = 1 - \alpha^1$:

$$\begin{aligned} \bar{\sigma}^k &= (\psi^k)^{1/b^k} \\ \psi^1 &= \frac{1}{2} \left(|S_2^1 - S_3^1|^{b^1} + |S_3^1 - S_1^1|^{b^1} + |S_1^1 - S_2^1|^{b^1} \right) \\ \psi^2 &= \frac{3^{b^2}}{2^{b^2} + 2} \left(|S_1^2|^{b^2} + |S_2^2|^{b^2} + |S_3^2|^{b^2} \right) \end{aligned} \quad (18)$$

Les fonctions ψ^1 et ψ^2 sont des extensions des fonctions proposées par Karafillis et Boyce [Kar93]. S_i^k sont les valeurs propres du déviateur de $(\underline{\sigma} - \underline{X})$ modifié s^k :

$$\begin{aligned} s^k &= \underline{L}^k : \underline{\sigma} \\ \underline{L}^k &= \begin{pmatrix} (c_2^k + c_3^k)/3 & -c_3^k/3 & -c_2^k/3 & 0 & 0 & 0 \\ -c_3^k/3 & (c_3^k + c_1^k)/3 & -c_1^k/3 & 0 & 0 & 0 \\ -c_2^k/3 & -c_1^k/3 & (c_1^k + c_2^k)/3 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c_4^k & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c_5^k & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & c_6^k \end{pmatrix} \end{aligned} \quad (19)$$

La surface de charge de Bron et Besson est décrite par 4 paramètres : a , b^1 , b^2 et α . L'anisotropie est décrite par les tenseurs \underline{L}^1 et \underline{L}^2 et leurs coefficients c_i^k .

Le Tableau 4 indique les valeurs spécifiques des paramètres du modèle de Bron et Besson qui permettent de retrouver les critères d'écoulement décrits par les modèles de Karaffilis et Boyce [Karaffilis93], Barlat [Barlat91], Hosford [Hosford72], von Mises et Tresca.

	Valeurs des paramètres du modèle de Bron et Besson
Tresca	$c_{i=1-6}^{k=1-2} = 1$ $a = b^1 = b^2 = 1$ ou $+\infty$ $\alpha = 1$
von Mises	$c_{i=1-6}^{k=1-2} = 1$ $a = b^1 = b^2 = 2$ ou 4 $\alpha = 1$
Hosford 72	$c_{i=1-6}^{k=1-2} = 1$ $a = b^1 = b^2$ $\alpha = 1$
Barlat 91	$c_{i=1-6}^1 = c_{i=1-6}^2$ $a = b^1 = b^2$ $\alpha = 1$
Karaffilis et Boyce 93	$c_{i=1-6}^1 = c_{i=1-6}^2$ $a = b^1 = b^2$

Tableau 4 : Valeurs des paramètres du modèle de Bron et Besson pour recouvrir divers critères d'écoulement

2.3.2 Loi d'écrouissage

Les essais de cisaillement réversibles présentés dans la partie 1 de ce chapitre ont montré le comportement fortement cinématique du matériau. Il semble donc important de tenir compte de l'effet Bauschinger et d'inclure une composante cinématique au modèle de Bron et Besson.

Cependant, les chargements étudiés dans le Chapitre 4 pour l'étude du comportement à la rupture sont en première approximation tous proportionnels. De plus, le fait d'inclure une composante cinématique au modèle augmente fortement le temps de calcul car le calcul de la contrainte équivalente est plus compliqué. Pour ces raisons, une loi d'écrouissage avec une **unique composante de nature isotrope** a été choisie pour analyser les différents essais par éléments finis et identifier un critère de rupture.

Deux modèles de comportement ont donc été identifiés :

- l'un avec un écrouissage purement isotrope, dont l'identification des paramètres est présentée dans cette partie et qui servira de base à la détermination d'un critère de rupture au Chapitre 4.
- l'autre avec un écrouissage isotrope et un écrouissage cinématique, dont les résultats figurent en annexe 4, permettant d'appréhender les essais non-proportionnels et cycliques.

Le modèle de comportement « Bron et Besson – écrouissage isotrope » comprend une loi d'écrouissage isotrope décrite par la relation :

$$R = R_0 + H.p + Q.(1 - e^{-bp}) \quad (20)$$

avec R_0 la limite d'élasticité et p la déformation plastique équivalente (au sens du modèle de Barlat, p est une variable interne), H , Q et b sont trois coefficients.

La vitesse d'écoulement viscoplastique est décrit par une loi de Norton avec deux

coefficients n et K : $\dot{p} = \left(\frac{\langle f \rangle}{K} \right)^n$. (21)

On utilise une loi d'écoulement associée : $\dot{\epsilon}^p = \dot{p} \frac{\partial f}{\partial \underline{\sigma}}$. (22)

3 Identification de la loi de comportement

3.1 Choix et mise en œuvre numérique

L'identification des paramètres du modèle de comportement a été effectuée via l'optimiseur de Zebulon sur les principaux essais expérimentaux présentés dans la partie 1 de ce chapitre, c'est-à-dire à partir :

- des courbes « Contrainte vraie – Déformation vraie » de traction sur éprouvettes lisses dans les trois sens de prélèvement (anisotropie en contraintes),
- des courbes « Déformation vraie latérale – Déformation vraie longitudinale » obtenues lors des essais de traction sur éprouvettes lisses (anisotropie en déformations),
- des courbes « Charge – Ouverture de l'entaille » de traction sur éprouvettes entaillées dans les sens long et travers,
- de la courbe de cisaillement monotone pour le modèle d'écrouissage purement isotrope (des courbes de cisaillement avec trajet retour pour le modèle comprenant un écrouissage cinématique, en annexe 4).

La comparaison de la courbe numérique avec celle expérimentale permet d'évaluer une fonction coût (erreur) par une méthode des moindres carrés que l'optimiseur cherche à réduire en modifiant la valeur des paramètres du modèle (algorithme d'optimisation de Levenberg-Marquardt).

La simulation des essais de traction sur éprouvettes lisses et des essais de cisaillement a été réalisée sur un seul point d'intégration. En revanche, le maillage des éprouvettes entaillées a été nécessaire pour simuler ces essais. Compte-tenu des symétries inhérentes à la géométrie, un quart de l'éprouvette a été maillée et extrudée jusqu'à demi-épaisseur. Les éléments utilisés sont linéaires de type c3d8 (8 nœuds et 9 points d'intégration). Les maillages des trois éprouvettes entaillées utilisés pour l'identification des paramètres du modèle sont présentés en annexe 3. En divisant par quatre la taille de mailles, nous avons vérifié que celle-ci n'avait pas d'influence sur les courbes « Charge – Ouverture de l'entaille ». Comme mentionné dans l'annexe 3, la direction de sollicitation est parallèle à l'axe 2.

L'étude s'intéressant au comportement à la rupture, il nous a semblé plus intéressant de privilégier la modélisation du comportement en grandes déformations plutôt que le comportement aux petites déformations. La comparaison numérique/expérimentale pour l'évaluation de la fonction coût n'a donc été effectuée que sur une partie seulement des courbes, en ne tenant pas compte de la transition élasto-plastique. Par exemple, l'optimisation de la loi de comportement sur la courbe de traction n'a été effectuée que pour les déformations supérieures à 10%.

Le Tableau 5 répertorie les paramètres à identifier pour un modèle de comportement basé sur le critère de Bron et Besson et celui basé sur le critère de Barlat91. Le modèle de comportement « Bron et Besson – écrouissage isotrope » comprend 16 paramètres alors que le modèle « Barlat91 – Ecrouissage isotrope » en comprend 11. Compte-tenu du fait que

nous identifions les paramètres du modèle sur 13 courbes, nous avons choisi pour la suite de simplifier le critère de plasticité au critère de Barlat91. Nous verrons que l'utilisation du critère complet de Bron et Besson n'améliore pas de façon significative les résultats de la simulation par rapport à ceux obtenus avec le critère de Barlat91, dans le domaine de déformation qui nous intéresse.

Le modèle de comportement « **Barlat91 – Ecrouissage purement isotrope** » est donc le modèle à partir duquel nous effectuerons l'analyse des essais mécaniques par éléments finis et la définition d'un critère de rupture. Pour retrouver le modèle de Barlat91 à partir du modèle de Bron et Besson, le coefficient α est fixée à la valeur 1, la fonction ψ^2 de l'équation (8) du modèle est donc nulle. De plus, b^1 et b^2 sont fixés égaux au coefficient a . Les coefficients c_5^1 et c_6^1 sont fixés à 1 car ces paramètres sont liés à un comportement dans l'épaisseur que nous n'identifions pas avec les essais expérimentaux réalisés.

Les paramètres de la loi d'écoulement viscoplastique de Norton ont été fixés à des valeurs faibles $K=1\text{MPa}$ et $n=5$. Cela permet d'améliorer significativement la convergence du calcul sans induire une sur-contrainte de viscosité trop importante.

	Bron et Besson Ecrouissage isotrope	Barlat91 Ecrouissage isotrope
Critère d'écoulement	$\Rightarrow 10$ paramètres : $a = b^1 = b^2$ α $c_{i=1-4}^{k=1-2}$ $c_{i=5-6}^{k=1-2} = 1$	$\Rightarrow 5$ paramètres : $a = b^1 = b^2$ $\alpha = 1$ $c_{i=1-4}^{k=1} = c_{i=1-4}^{k=2}$ $c_{i=5-6}^{k=1-2} = 1$
Loi de Norton	$\dot{p} = \left(\frac{\langle f \rangle}{K} \right)^n$, 2 paramètres : K, n	
Ecrouissage isotrope	$\sigma = R_0 + H.p + Q.(1 - e^{-bp})$ $\Rightarrow 4$ paramètres : R_0, H, Q, b	
Nombres de paramètres à identifier	16	11

Tableau 5 : Paramètres à identifier pour chaque modèle de comportement

Remarque : L'annexe 4 présente donc les modèles de comportement avant les choix de simplification : le modèle « Bron et Besson – écrouissage purement isotrope » et le modèle « Barlat91 – écrouissage isotrope et cinématique » pour la nuance Fe22Mn0.6C uniquement. Ces deux modèles présentés en annexe permettront de commenter nos choix de simplification par rapport au modèle « Barlat91 – écrouissage purement isotrope » présenté dans ce chapitre.

3.2 Loi de comportement de la nuance Fe22Mn0.6C

Le Tableau 6 présente les valeurs des paramètres de la loi de comportement « Barlat91 – écrouissage isotrope » de la nuance Fe22Mn0.6C . La comparaison des courbes simulées et expérimentales est présentée sur la Figure 74.

Paramètres du critère de plasticité de Barlat91		Paramètres de la loi d'écrouissage isotrope	
a	9,95	R ₀	602 MPa
α	1	H	595 MPa
c ₁ ¹	1,15	Q	2037 MPa
c ₂ ¹	1,08	b	2,38
c ₃ ¹	1,12	Paramètres de la loi de Norton	
c ₄ ¹	1,16	K	1 MPa
c ₅ ¹	1	n	5
c ₆ ¹	1		

Tableau 6 : Valeurs des paramètres de la loi de comportement de la nuance Fe22Mn0.6C – Modèle «Barlat91 + Ecrouissage isotrope»

Avant de commenter ces résultats, notons que R₀ n'est pas égale à la limite d'écoulement en traction uniaxiale dans le sens long. Ceci est dû à l'écriture du modèle de Bron et Besson faisant intervenir les coefficients d'anisotropie. Si nous reprenons les équations du modèle de Bron et Besson en traction uniaxiale dans le sens long , le tenseur des contraintes \underline{s}^k s'exprime avec la notation de Voigt :

$$\underline{s}^k = \begin{pmatrix} -\frac{c_3^k}{3}\sigma_{22} \\ \frac{c_3^k + c_1^k}{3}\sigma_{22} \\ -\frac{c_1^k}{3}\sigma_{22} \\ 0 \\ 0 \\ 0 \end{pmatrix}$$

σ_{22} est la contrainte appliquée et est parallèle au sens long de la tôle.

Pour se ramener au modèle de Barlat91, la valeur de a est fixée égale à 1 et seul le tenseur S^1 exprimé en fonction des coefficients c_i^1 intervient pour déterminer la fonction ψ^1 (le tenseur S^2 exprimé en fonction des coefficients c_i^2 permettant de déterminer la fonction ψ^2 n'est pas utilisé) :

$$\psi^1 = \frac{1}{2} \left[|S_2^1 - S_3^1|^a + |S_3^1 - S_1^1|^a + |S_1^1 - S_2^1|^a \right]$$

$$\psi^1 = \frac{1}{2} \times \left(\frac{\sigma_{22}}{3} \right)^a \times \left[|2c_1^1 + c_3^1|^a + |c_3^1 - c_1^1|^a + |2c_3^1 + c_1^1|^a \right]$$

La fonction ψ^1 permet de déterminer la contrainte équivalente σ_{eq} en fonction de la contrainte appliquée σ_{22} :

$$\sigma_{eq(B)} = ((\bar{\sigma}^1)^a)^{1/a} = \bar{\sigma}^1 = (\psi^1)^{1/a}$$

D'après la valeurs des paramètres présentés dans le Tableau 6, $\sigma_{eq(B)} = k \times \sigma_{22}$ avec $k=1,135$. R_0 valant 602MPa, on en déduit que la limite d'écoulement apparente en traction uniaxiale estimée par le modèle est de 530MPa.

Remarque : Un résultat similaire aurait pu être obtenu avec une identification des paramètres tel que $k=1$.

La comparaison des courbes de traction uniaxiale simulées et expérimentales sur la Figure 74 montre que la limite d'élasticité a tendance à être sous-estimée par le modèle (mais nous rappelons que l'optimisation n'est effectuée qu'aux grandes déformations, supérieures à 10% en traction uniaxiale). Un écrouissage purement isotrope ne permet bien sûr pas de décrire l'effet Bauschinger constaté sur les courbes de cisaillement réversible. En revanche, ces essais sont correctement simulés avec le modèle incluant un écrouissage cinématique (annexe 4). Mais le fait d'identifier les paramètres sur des essais supplémentaires (trois essais de cisaillement réversible au lieu d'un essai de cisaillement monotone) dégrade l'ensemble des résultats de la simulation puisque un compromis est trouvé sur un plus grand nombre d'essais (même si le modèle avec écrouissage cinématique comprend plus de paramètres). Ainsi, les courbes de traction et les coefficients de Lankford sont mieux simulés avec le modèle « Barlat91 - écrouissage purement isotrope ».

On observe également que le modèle de Barlat91 permet de décrire à la fois l'anisotropie des courbes de traction et les coefficients de Lankford. Cependant, l'anisotropie de comportement observée sur les essais de traction sur éprouvettes entaillées est mal simulée. Ainsi, le modèle ne tient pas compte de la différence d'anisotropie lors d'un essai sur une éprouvette d'entaille $r=0,5\text{mm}$ (où l'anisotropie est importante) par rapport à une éprouvette d'entaille $r=2$ (où la différence entre l'essai effectué dans le sens long et celui effectué dans le sens travers se réduit).

Il s'agit néanmoins d'un résultat satisfaisant car l'identification des paramètres du modèle s'est effectuée sur un grand nombre d'essais, incluant notamment des essais de cisaillement. Le modèle ainsi identifié permettra de simuler des essais avec des chargements plus complexes, sous réserve que ceux-ci ne « s'écartent pas trop » de la base expérimentale à partir de laquelle ont été identifiés les paramètres du modèle.

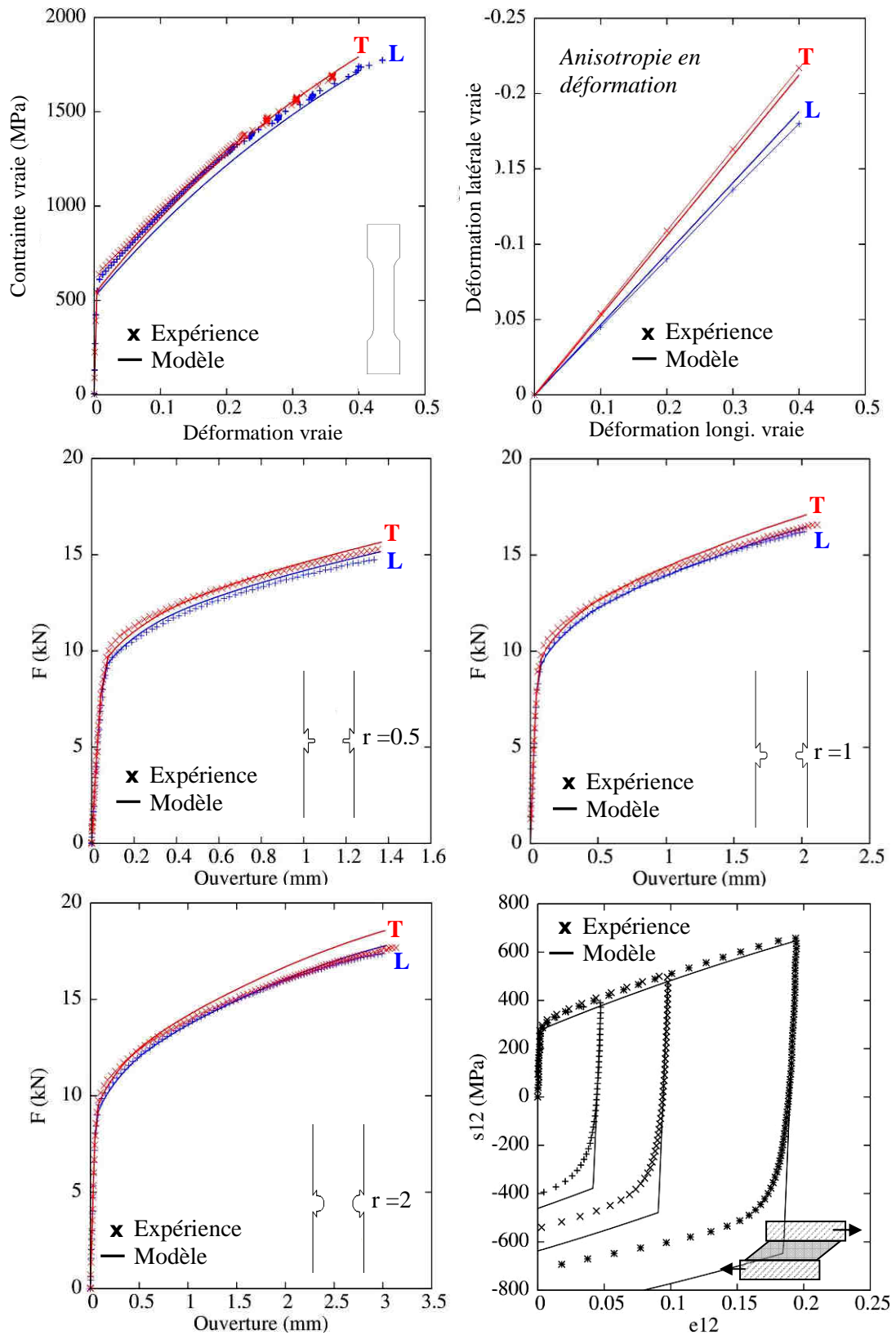


Figure 74 : Simulation des essais de caractérisation mécanique avec le modèle «Barlat91 - Ecrouissage isotrope» (nuance Fe22Mn0.6C)

3.3 Loi de comportement de la nuance Fe17Mn1.0C

De la même façon, les valeurs des paramètres de la loi de comportement de la nuance Fe17Mn1.0C sont présentées dans le Tableau 7. La Figure 75 compare les courbes issues de la simulation aux courbes expérimentales.

Les mêmes remarques que précédemment s'appliquent à la modélisation du comportement de la nuance Fe17Mn1.0C. Globalement, le modèle simule de façon satisfaisante l'ensemble des essais de caractérisation mécanique.

Notons qu'en traction uniaxiale dans le sens long de la tôle, $\sigma_{eq(B)} = 1,165 \times \sigma_{22}$ et que la limite d'écoulement en traction uniaxiale pour la nuance Fe17Mn1.0C est de 682MPa d'après le modèle.

Paramètres du critère de plasticité de Barlat91		Paramètres de la loi d'écrouissage isotrope	
a	9,75	R ₀	794 MPa
α	1	H	362 MPa
c_1^1	1,18	Q	2381 MPa
c_2^1	1,12	b	2,45
c_3^1	1,15	Paramètres de la loi de Norton	
c_4^1	1,13	K	1 MPa
c_5^1	1	n	5
c_6^1	1		

Tableau 7 : Valeurs des paramètres de la loi de comportement de la nuance Fe17Mn1.0C – Modèle «Barlat91 + Ecrouissage isotrope»

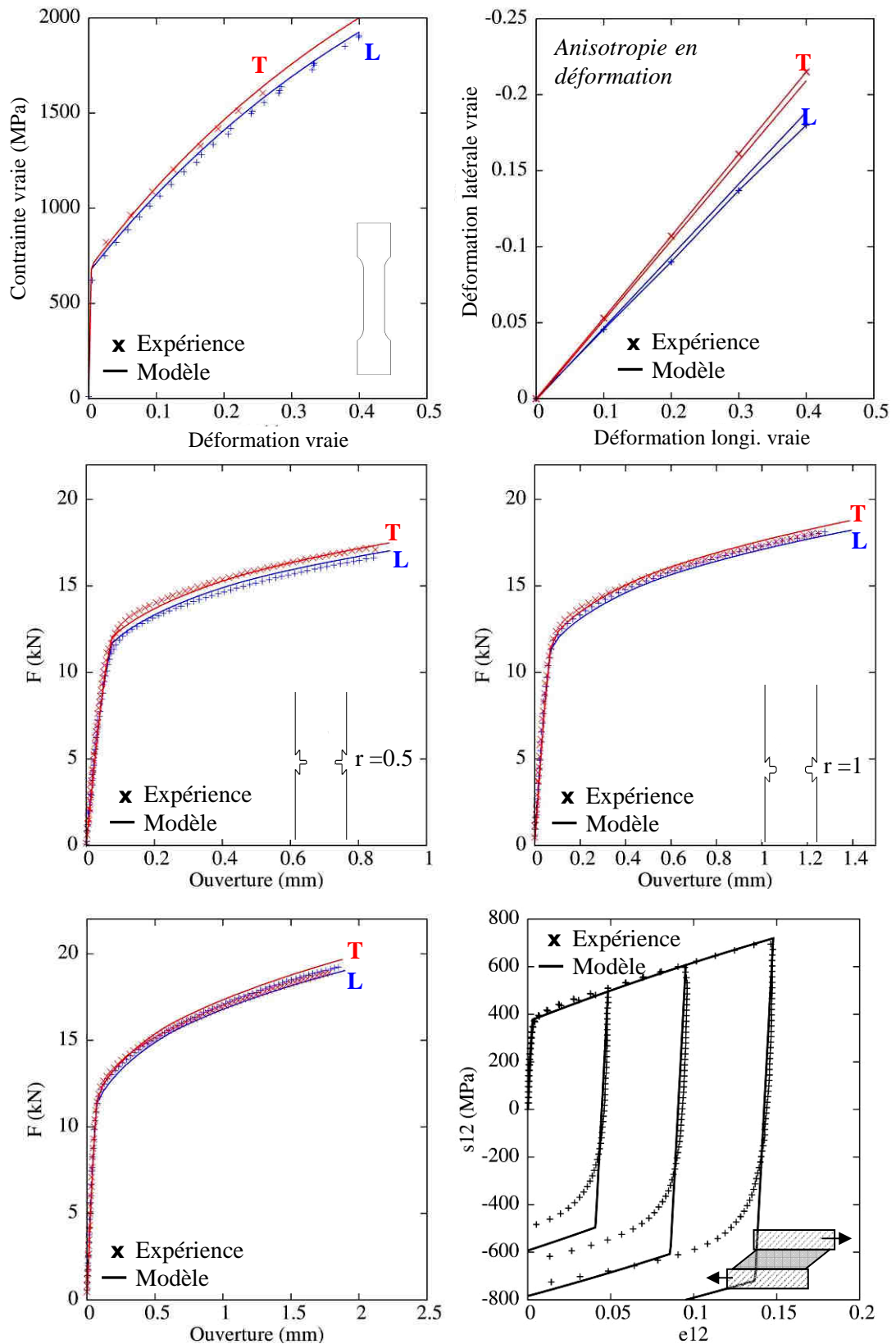


Figure 75 : Simulation des essais de caractérisation mécanique avec le modèle «Barlat91 + Ecouissage isotrope» (nuance Fe17Mn1.0C)

3.4 Surfaces d'écoulement

Les Figure 76a et c comparent les surfaces d'écoulement initiales décrivant le comportement des deux nuances dans les plans de l'espace de contraintes ($\sigma_L; \sigma_T$) et ($\sigma_L; \sqrt{3}\tau$) obtenues avec le modèle de Barlat. Les Figure 76b et d sont les surfaces d'écoulement normalisées (par rapport à la contrainte d'écoulement en traction uniaxiale dans le sens long des deux nuances).

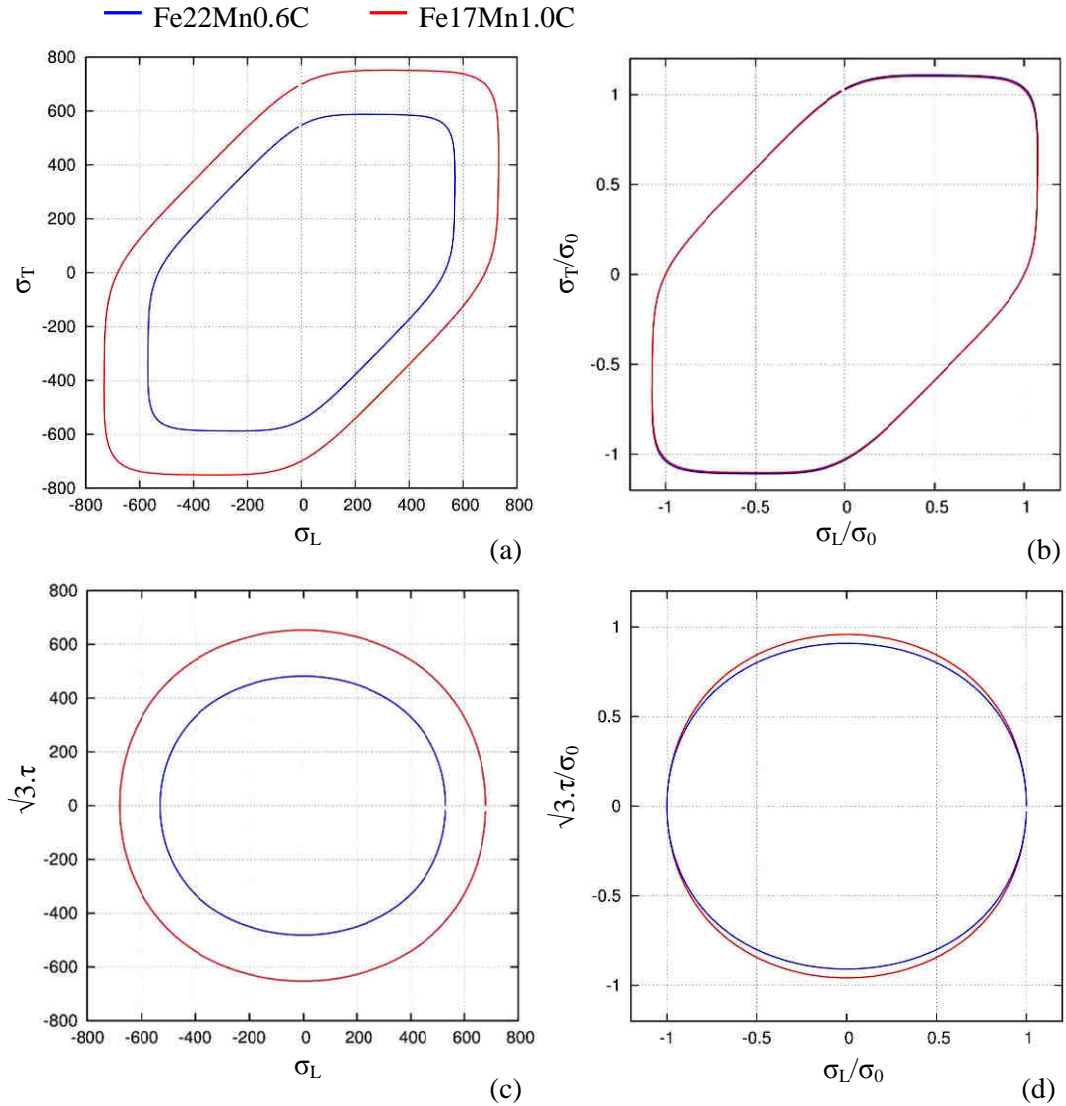


Figure 76 : Surfaces d'écoulement dans le plan a) ($\sigma_L; \sigma_T$) et c) ($\sigma_L; \sqrt{3}\tau$) et surfaces d'écoulement normalisées dans le plan b) ($\sigma_L/\sigma_0; \sigma_T/\sigma_0$) et d) ($\sigma_L/\sigma_0; \sqrt{3}\tau/\sigma_0$) des deux nuances

Les limites d'écoulement de la nuance Fe17Mn1.0C sont supérieures de près de 150MPa aux limites d'écoulement de la nuance Fe22Mn0.6C. Les surfaces d'écoulement normalisées dans le plan $(\sigma_L/\sigma_0; \sigma_T/\sigma_0)$ sont identiques pour les deux nuances. A la limite d'élasticité près, le comportement mécanique, en terme de seuil d'écoulement plastique, de

la nuance Fe22Mn0.6C et Fe17Mn1.0C dans le plan $(\sigma_L; \sigma_T)$ est semblable, notamment l'anisotropie en contraintes.

En revanche, dans le plan $(\sigma_I/R_0; \sqrt{3}\tau/R_0)$, les surfaces d'écoulement des deux nuances ne sont plus superposables. Un écart est observé dans la direction τ . La forme de la surface d'écoulement de la nuance Fe17Mn1.0C est un peu plus « circulaire » que celle de la nuance Fe22Mn0.6C dans ce plan. Le comportement mécanique des deux nuances lors des sollicitations proches du cisaillement est différent.

Cette différence de comportement en cisaillement est également mise en évidence lorsqu'on compare les surfaces d'écoulement décrites par le modèle de von Mises et le modèle de Barlat pour les deux nuances (Figure 77a pour la nuance Fe22Mn0.6C et Figure 77b pour la nuance Fe17Mn1.0C).

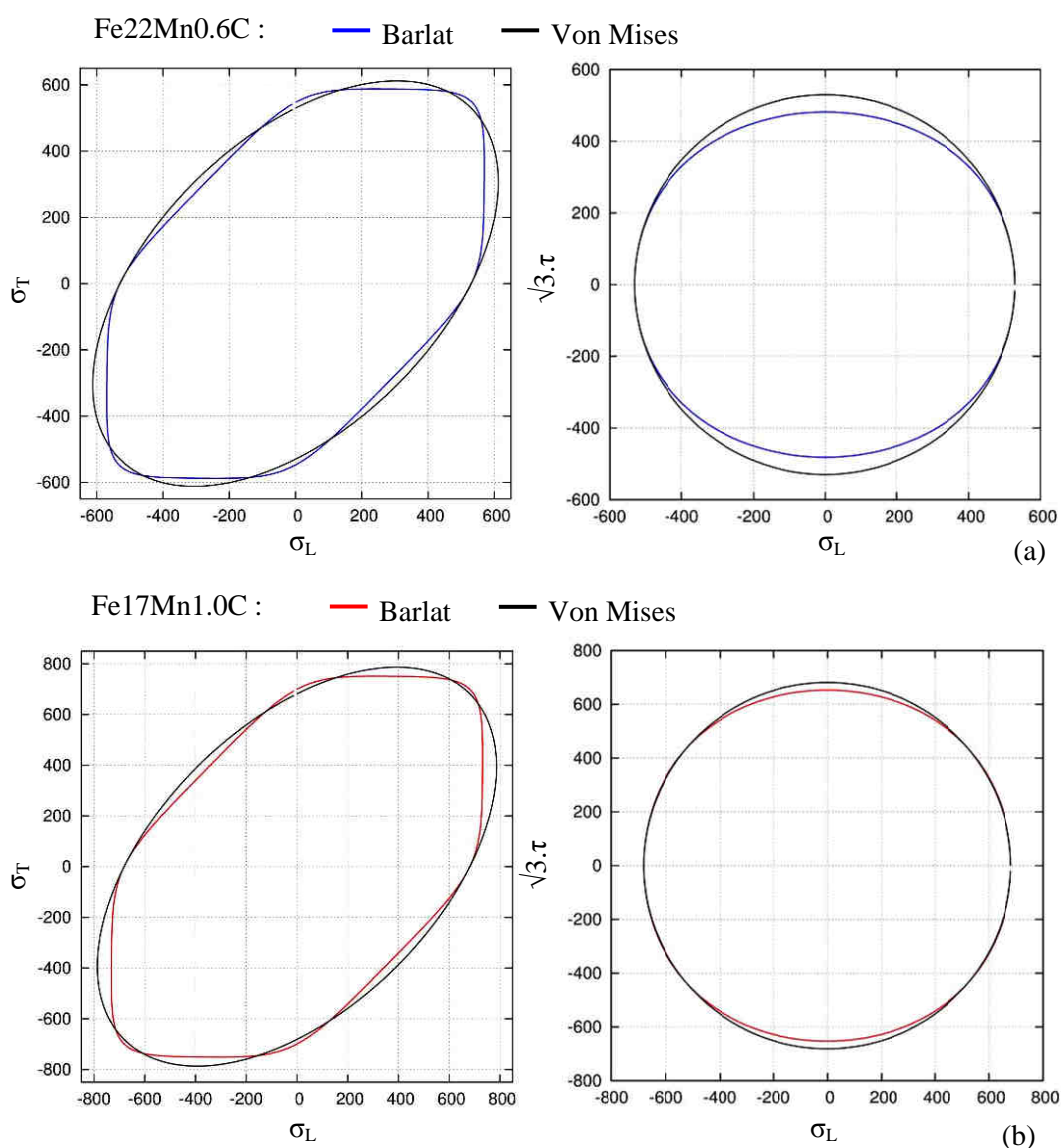


Figure 77 : Comparaison des surfaces d'écoulement de Barlat91 et von Mises pour a) la nuance Fe22Mn0.6C et b) la nuance Fe17Mn1.0C

Quelle que soit la nuance, dans le plan $(\sigma_L; \sigma_T)$, la forme de la surface d'écoulement décrite par le critère de Barlat est différente de celle décrite par le modèle de von Mises. L'écart entre les deux surfaces est prononcé dès que la sollicitation est biaxiale. Le critère de von Mises étant un modèle isotrope, la limite d'élasticité en traction uniaxiale dans le sens travers est similaire à celle dans le sens long (σ_0). Le critère de Barlat permet, lui, de décrire l'anisotropie en contraintes et la limite d'élasticité en traction uniaxiale dans le sens travers est supérieure à celle dans le sens long.

La Figure 78 compare les surfaces d'écoulement des deux nuances, normalisées par rapport à la contrainte d'écoulement en traction uniaxiale, à 0,20 de déformation vraie. Alors que les surfaces d'écoulement initiales dans ce plan étaient superposées (Figure 76a), la Figure 78 montre qu'elles ne le sont plus à 0,20 de déformation. L'écrouissage de la nuance Fe22Mn0.6C est légèrement supérieure à celui de la nuance Fe17Mn1.0C.

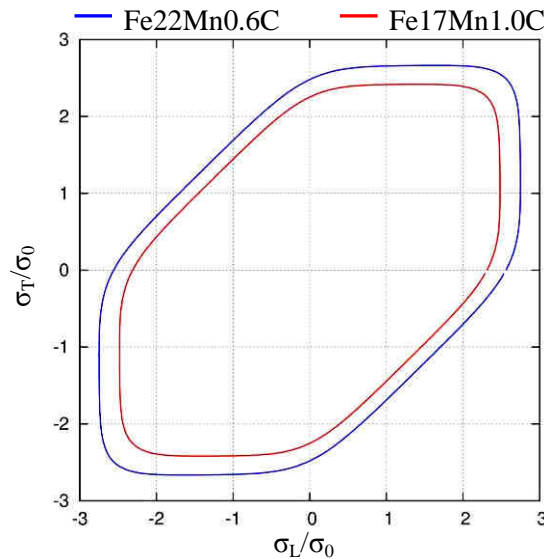


Figure 78 : Surfaces d'écoulement normalisées dans le plan $(\sigma_L/\sigma_0; \sigma_T/\sigma_0)$ à 0,20 de déformation vraie pour les deux nuances

3.5 Bilan sur les modèles de comportement

Parmi les modèles de comportement identifiés, on retiendra :

- Le modèle « **Barlat - écrouissage isotrope** » (Parties 3.2 et 3.3), avec lequel les essais de caractérisation du comportement mécanique sont simulés de façon satisfaisante (courbes « Contrainte – Déformation ») avec un bon compromis entre l'anisotropie en contraintes et en déformations. Ce modèle est basé sur le critère de plasticité de Barlat91 (5 paramètres) et une loi d'écrouissage isotrope comprenant un terme linéaire et un non linéaire (4 paramètres). Il permet de simuler le comportement mécanique d'une structure (par exemple, une éprouvette entaillée en traction) avec un temps de convergence des calculs acceptable. La dernière partie de ce chapitre nous servira à valider ce modèle de comportement avec des essais induisant des modes de sollicitation plus complexes.
- Le modèle « **von Mises - écrouissage à trois paramètres** » (Partie 2.2) qui ne permet pas de modéliser le comportement anisotrope de l'acier TWIP et avec lequel les contraintes en cisaillement ont tendance à être surestimées. Nous simulerons les essais sous sollicitation complexe avec ce modèle dans la partie suivante pour une simple comparaison des résultats avec ceux issus du modèle « Barlat + écrouissage isotrope ».
- Le modèle « **von Mises - écrouissage de type Hollomon** » qui sera utile pour tester les critères de rupture de l'état de l'art dans le Chapitre 5. En effet, nous verrons que la majorité des critères de rupture pour ce type d'acier sont exprimés à partir des équations de von Mises et de Hollomon.

En annexe 4 figurent le modèle « **Barlat - écrouissage isotrope et cinématique** » et le modèle « **Bron Besson – écrouissage purement isotrope** ». Le premier permettrait de simuler des comportements avec changements de trajet mais ceux-ci ne sont pas assez importants dans les essais menés dans cette étude pour que la prise en compte d'un écrouissage cinématique ait une influence sur les résultats. Le second comporte 5 paramètres supplémentaires par rapport au modèle « Barlat – écrouissage isotrope » (à identifier sur autant d'essais expérimentaux supplémentaires). Les résultats présentés dans l'annexe 4 montrent surtout qu'à la fois l'anisotropie en contraintes et celle en déformation sont correctement simulées.

4 Essais sous sollicitations complexes

Cette dernière partie du Chapitre 3 présente les résultats expérimentaux et numériques des essais sous chargement complexe dont la géométrie des éprouvettes est présentée sur la Figure 79. Il s'agit :

- des essais de cisaillement plan sur éprouvettes non rainurées (Figure 79a)
- des essais de cisaillement plan sur éprouvettes rainurées (Figure 79b)
- des essais de rupture en mode *slant*, réalisés sur des éprouvettes entaillées dans l'épaisseur de la tôle (Figure 79c).

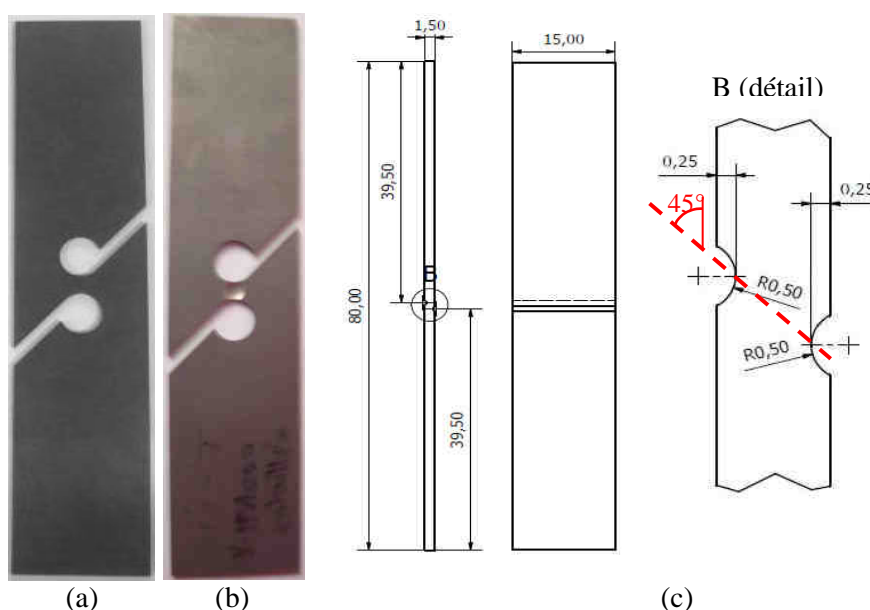


Figure 79: Eprouvettes de cisaillement dans le plan de la tôle a) non rainurée et b) rainurée, c) Eprouvette entaillée dans l'épaisseur de la tôle

Les éprouvettes sont sollicitées parallèlement soit au sens long soit au sens travers long de la tôle et les essais sont réalisés pour les deux nuances d'acier TWIP étudiées. Les résultats expérimentaux comprennent les courbes «Charge – Déplacement du vérin» et la distribution des déformations mesurées par corrélation d'images.

Chacune des éprouvettes a été maillée entièrement avec les codes de calcul Abaqus et Zebulon de façon complémentaire. Les essais sont simulés avec les modèles de comportement « Barlat – écrouissage isotrope » et « von Mises - écrouissage à 3 paramètres ». La validation des modèles de comportement s'effectue en comparant :

- les courbes « Charge – Déplacement du vérin » numériques et expérimentales,
- le déplacement de certains nœuds du maillage avec celui de certaines facettes enregistré par le dispositif de mesure optique lors des essais expérimentaux,
- la distribution des déformations estimée par les modèles avec celle déterminée à partir des mesures par corrélation d'images.

La simulation numérique a pour objectif également d'identifier le mode de sollicitation qu'induit précisément chaque éprouvette en présentant la distribution des déformations estimées par le modèle « Barlat – écrouissage isotrope » et en calculant localement la triaxialité des contraintes à partir de la relation :

$$\eta = \frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}} \quad (23)$$

Dans la relation (12), σ_H la contrainte hydrostatique et σ_{eq} la contrainte équivalente au sens de Barlat et non celle de von Mises.

Le trajet de déformation est caractérisé par le paramètre α :

$$\alpha = \frac{\mathcal{E}_{II}}{\mathcal{E}_I} \quad (24)$$

\mathcal{E}_I et \mathcal{E}_{II} étant respectivement la déformation majeure et la déformation mineure dans le plan de la tôle ($\mathcal{E}_I = \mathcal{E}_1$ et $\mathcal{E}_{II} = \mathcal{E}_2$ ou \mathcal{E}_3 dépendamment du mode de déformation considéré, avec \mathcal{E}_1 , \mathcal{E}_2 et \mathcal{E}_3 les déformations principales du tenseur des déformations).

4.1 Sollicitation en cisaillement dans le plan de la tôle

4.1.1 Essais de cisaillement sur les éprouvettes non rainurées

La Figure 80a présente les courbes « Charge – Déplacement du vérin » mesurées lors des essais de cisaillement avec les éprouvettes non rainurées pour les deux nuances.

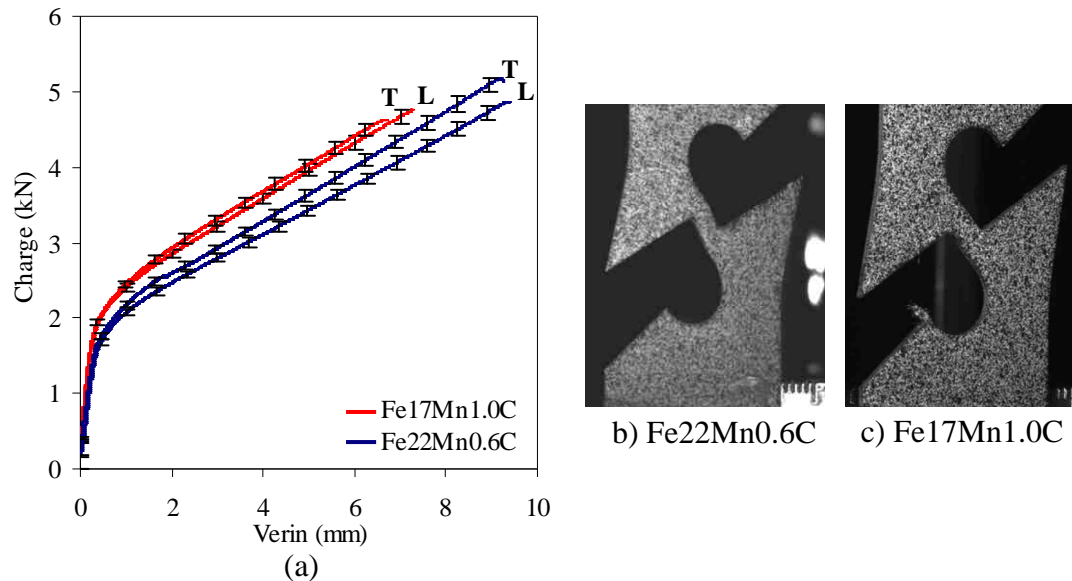


Figure 80 : a) « Charge – Déplacement du vérin » des essais de cisaillement sur éprouvettes non rainurées. Eprouvettes déformées de nuance b) Fe22Mn0.6C et c) Fe17Mn1.0C, juste avant la rupture

Comme pour les essais de traction sur éprouvettes lisses ou entaillées, à déplacement égal, la charge pour la nuance Fe17Mn1.0C est supérieure à celle mesurée pour la nuance Fe22Mn0.6C, mais la nuance Fe22Mn0.6C présente plus d'allongement.

Pour la nuance Fe22Mn0.6C, l'écart entre les courbes des éprouvettes sollicitées dans le sens long et celles des éprouvettes sollicitées dans le sens travers est significatif par rapport aux incertitudes de mesure. Comme en traction uniaxiale, la courbe en sens travers est au dessus de celle en sens long. Pour la nuance Fe17Mn1.0C, l'écart entre les courbes des éprouvettes sollicitées en sens long et en sens travers est moins marqué. Globalement, notons que plus le déplacement du vérin augmente, plus l'écart entre la courbe caractérisant le sens long et celle caractérisant le sens travers augmente.

Les Figure 80b et c sont les dernières images prises par le dispositif optique des éprouvettes avant la rupture de celles-ci. Elles confirment que la déformation juste avant la rupture dans le cas de la nuance Fe22Mn0.6C est plus importante que celle de la nuance Fe17Mn1.0C. Pour la nuance Fe22Mn0.6C, la zone centrale de l'éprouvette a fortement tourné et est presque orientée verticalement, de façon parallèle à la direction de sollicitation. Ceci peut expliquer le point d'inflexion observable sur la courbe « Charge – Déplacement du vérin » à partir d'environ 2,5mm. Pour la nuance Fe17Mn1.0C, la zone sollicitée a subi moins de rotation. Ces observations expérimentales montrent que la grande capacité du matériau à se déformer rend le trajet de sollicitation complexe car la zone sollicitée a tourné avec les axes d'anisotropie et le mode de sollicitation semble changer. Il est donc intéressant de vérifier dans ce cas la validité du modèle de comportement.

La simulation de l'essai de cisaillement sur éprouvette non rainurée a été effectuée à partir du maillage présenté sur la Figure 81. Il s'agit d'un maillage 3D avec 3 éléments dans l'épaisseur. Des éléments quadratiques réduits de type c3d20 ont été utilisés. Les conditions aux limites ont été définies à partir des déplacements des mors supérieurs et inférieurs constatés expérimentalement (se reporter au Chapitre 2 – 3.4). Les simulations sont réalisées dans la direction 2 du repère, le sens long étant parallèle à cette même direction.

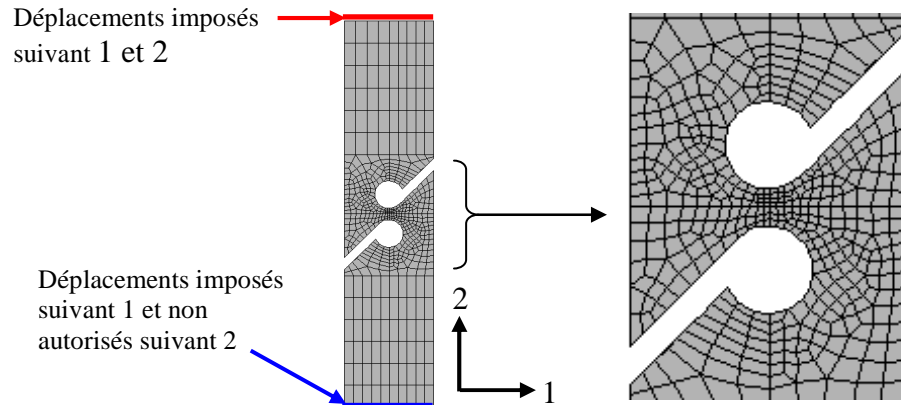


Figure 81 : : Maillage de l'éprouvette de cisaillement rainurée et conditions aux limites

La Figure 82a compare les courbes « Charge – Déplacement du vérin » obtenues avec les modèles de comportement « Barlat - écrouissage isotrope » et « von Mises – écrouissage à 3 paramètres » (repérées « FEA (Barlat) » et « FEA (von Mises) ») avec les courbes expérimentales pour les deux nuances (repérées « Exp. »). La Figure 82b compare le déplacement d'un nœud situé au centre du maillage selon la direction 1 et 2 avec celui enregistré avec le dispositif de mesure optique.

Les courbes issues des deux modèles de comportement sont quasiment identiques. Pour les deux nuances, la charge est légèrement surestimée en fin de sollicitation, proche de la rupture, et les courbes numériques présentent un point d'inflexion plus marqué que celui observé expérimentalement (et qui n'a été observé que pour la nuance Fe22Mn0.6C). La Figure 82b montre que, malgré les difficultés expérimentales, le trajet de chargement estimé par le calcul au centre de l'éprouvette est globalement proche du trajet induit expérimentalement. Avant d'effectuer l'analyse mécanique par éléments finis du trajet de chargement imposé par cet essai, nous procédons à une étape de validation supplémentaire en comparant la distribution instantanée des déformations ϵ_{12} estimée par le calcul et celle mesurée par corrélation d'images au moment de la rupture (Figure 83).

La distribution expérimentale des déformations ϵ_{12} (Figure 83a) met en évidence que la déformation est étendue depuis les 'trous oblongs' jusqu'au centre de l'éprouvette et non localisée au centre. A la rupture, la déformation ϵ_{12} atteint localement 0,40 pour la nuance Fe22Mn06C et environ 0,35 pour la nuance Fe17Mn1.0C au centre de l'éprouvette.

Globalement, la déformée à rupture issue de la simulation est proche de la déformée expérimentale. Pour la nuance Fe22Mn0.6C, la valeur estimée par le modèle de Barlat est de $\epsilon_{12}=0,36$ au centre de l'éprouvette (Figure 83b) tandis que le modèle de von Mises prédit $\epsilon_{12}=0,30$ de déformation à la rupture (Figure 83c), bien que les courbes macroscopiques « Charge – Déplacement du vérin » soient identiques pour les deux modèles. De même,

pour la nuance Fe17Mn1.0C, la déformation ε_{12} est estimée à 0,32 avec le modèle de Barlat et 0,29 avec le modèle de von Mises. Les deux modèles de comportement sous-estiment légèrement la déformation à la rupture au centre de l'éprouvette par rapport à la valeur expérimentale.

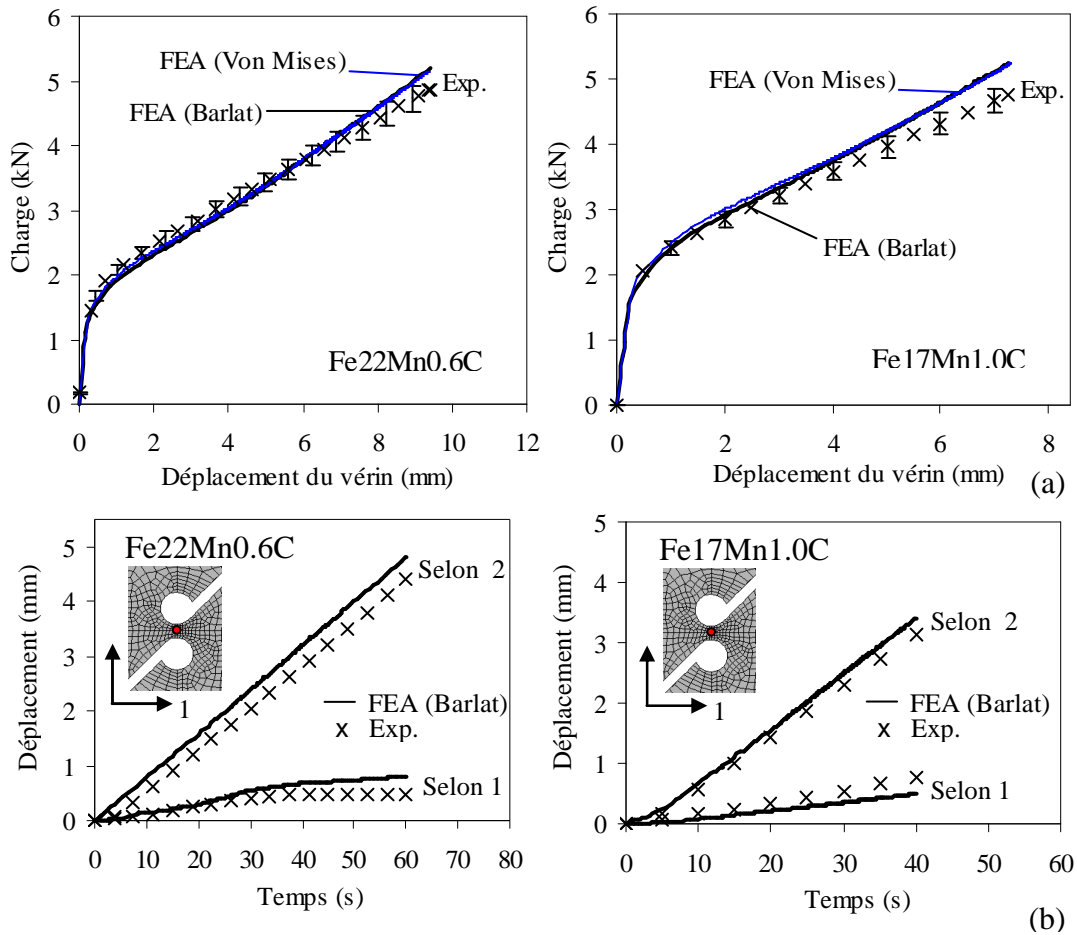


Figure 82 : a) Simulation des essais de cisaillement sur éprouvettes non rainurées, b) Comparaison du déplacement vertical expérimental et du déplacement vertical calculé d'un nœud central à la zone sollicitée par rapport au bas pour les deux nuances

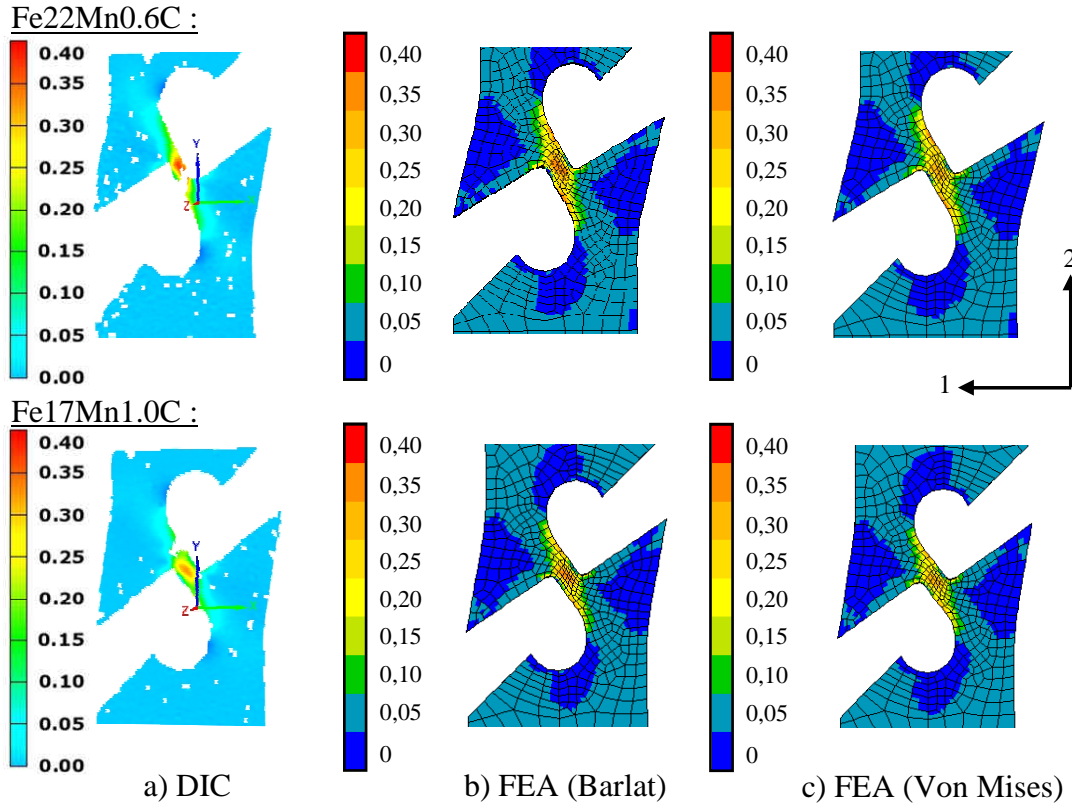


Figure 83 : Distribution de la déformation ε_{12} à la rupture a) mesurée par corrélation d'images et estimée par le modèle b) de Barlat et c) de von Mises

Le modèle de Barlat simulant de façon correcte à la fois la courbe macroscopique « Charge – Déplacement du vérin » et la déformée à rupture, le trajet de chargement est ensuite plus finement analysé grâce aux champs des caractéristiques mécaniques estimées par ce modèle. La Figure 84 présente la distribution des déformations ε_{12} , ε_{11} et ε_{22} et de la triaxialité des contraintes η , estimées par le modèle de Barlat, à trois instants de l'essai. Les résultats pour la nuance Fe22Mn0.6C sont présentés.

La Figure 84a montre qu'en début d'essai la sollicitation est principalement du cisaillement et est localisée au centre de l'éprouvette, où la triaxialité des contraintes vaut 0. Puis, de la déformation en traction est induite le long des trous oblongs près des bords de la tôle.

Puis, sur la Figure 84c, les déformations ε_{11} et ε_{22} deviennent non négligeables devant la déformation ε_{12} . Ainsi, la triaxialité des contraintes évolue de 0 à 0,25 au centre de l'éprouvette au cours de l'essai et est proche de 0,30 le long des trous oblongs indiquant une sollicitation en traction. Cette éprouvette induit donc un changement de trajet entre

$$\Delta L_{\text{vérin}} = \frac{\Delta L_{\text{Rupture}}^{\text{vérin}}}{3} \text{ et } \Delta L_{\text{vérin}} = \frac{\Delta L_{\text{Rupture}}^{\text{vérin}}}{2}, \text{ c'est-à-dire entre 3 mm et 5 mm de}$$

déplacement vérin. Ceci correspond bien à la présence d'un point d'inflexion sur la courbe macroscopique. Au cours de la sollicitation, le trajet de chargement au centre de l'éprouvette évolue depuis le cisaillement jusqu'à la traction uniaxiale, ce qui explique pourquoi l'écart entre les courbes caractérisant le sens long et travers augmente. Le fait que le modèle de von Mises nous donne la même courbe macroscopique que le modèle de Barlat (surtout en fin de sollicitation) est cohérent avec ce résultat sur le mode de déformation. En

effet, il y a peu d'écart entre les modèles de von Mises et de Barlat lorsque la sollicitation se caractérise par un trajet en traction, ce qui est rapidement le cas ici.

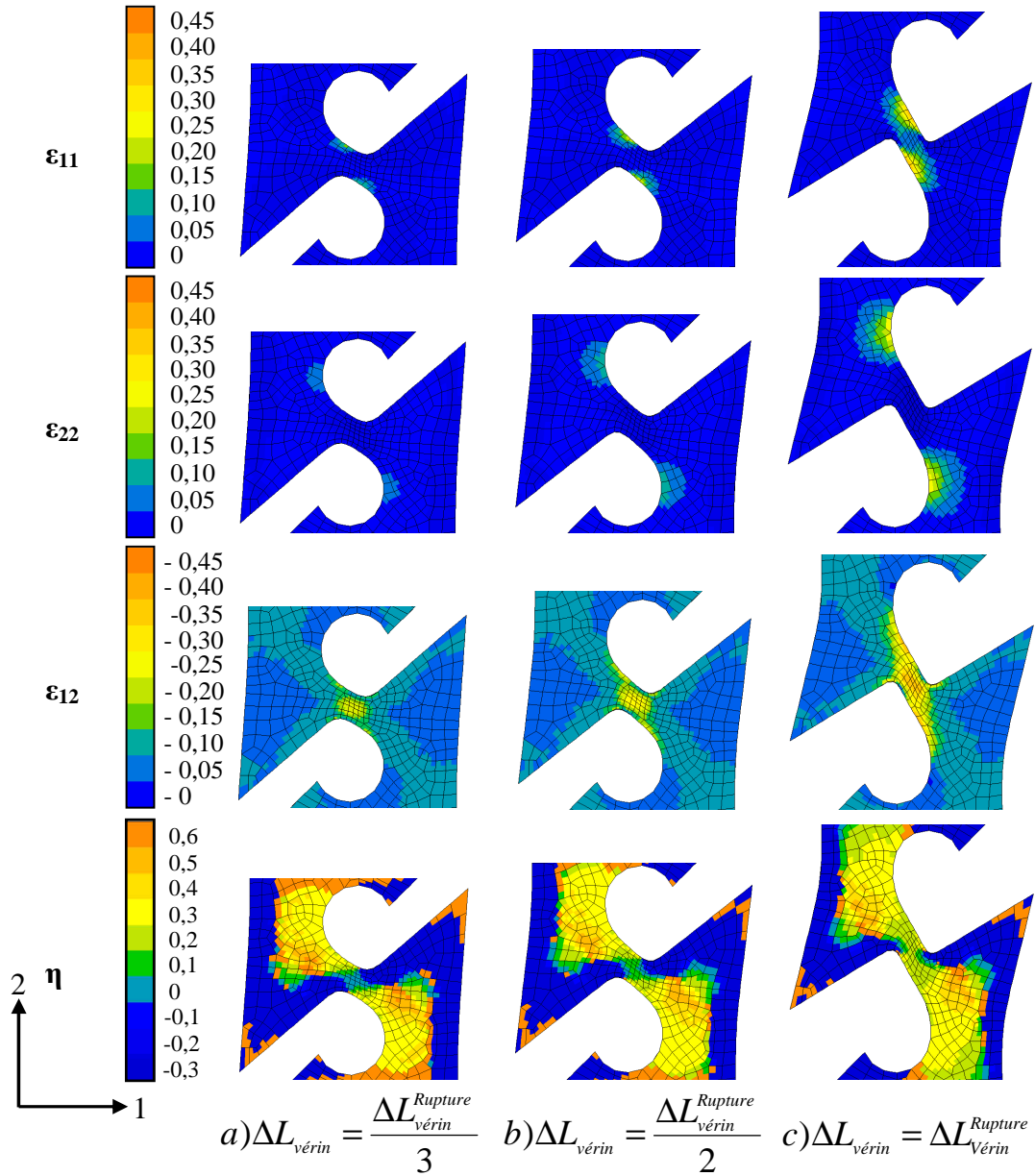


Figure 84 : Distribution des déformations ε_{12} , ε_{11} et ε_{22} et de la triaxialité des contraintes η estimées par le modèle de Barlat pour les éprouvettes de cisaillement non rainurées (Fe22Mn0.6C)

Les plus fortes contraintes sont relevées à la fois au centre de l'éprouvette et près des trous oblongs. La Figure 85b présente les trajets de déformation estimés par le modèle de Barlat de points d'intégration appartenant à ces deux zones(cf. Point 1 et Point 2 sur la Figure 85a). Le point 1, situé au centre de l'éprouvette, suit un trajet en cisaillement. Le point 2, situé près des trous oblongs, suit un trajet en traction uniaxiale pour la nuance Fe22Mn0.6C et proche de la traction uniaxiale pour la nuance Fe17Mn1.0C. Notons que les

niveaux de déformation atteints à la rupture par les deux points d'intégration sont du même ordre de grandeur. L'éprouvette de cisaillement plan non rainurée n'induit donc pas une sollicitation à la fois radiale et en cisaillement de façon localisée au centre de l'éprouvette. Une zone étendue est sollicitée avec des trajets de déformation différents mais à des niveaux de déformation comparables. Il sera intéressant d'étudier dans le Chapitre 5 dans quelle zone la rupture se produit et si notre critère de rupture la prédit au même endroit (par exemple au centre de l'éprouvette ou partant du bord).

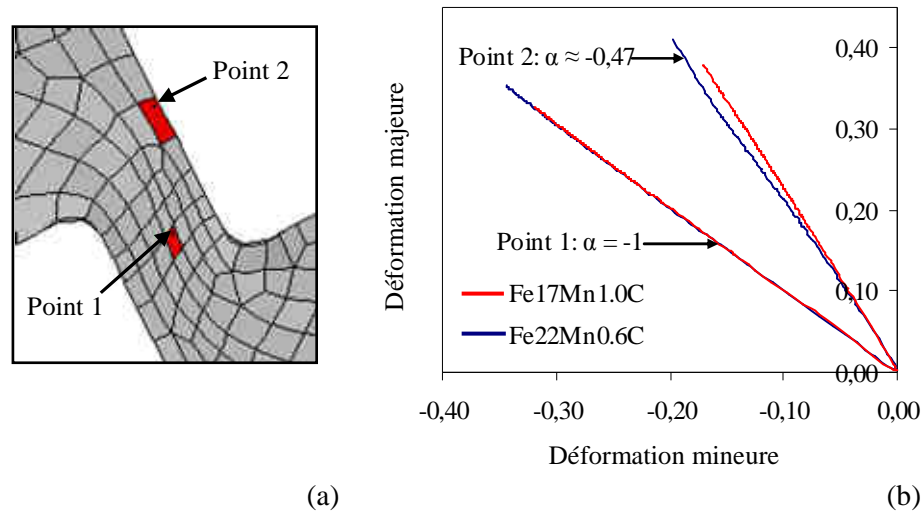


Figure 85 : a) Détail du maillage au centre de l'éprouvette. Localisation des points 1 et 2 et b) trajets de déformation estimés par le modèle de Barlat

Remarque : Pour le point 1, qui suit un trajet en cisaillement, la déformation majeure et mineure correspond aux déformations ε_1 et ε_3 tandis que pour le point 2, il s'agit des déformations ε_1 et ε_2 .

4.1.2 Essais de cisaillement sur les éprouvettes rainurées

La Figure 86 présente les courbes « Charge – Déplacement du vérin » des essais de cisaillement sur les éprouvettes rainurées pour les deux nuances. Les éprouvettes ont été sollicitées dans les sens long et travers.

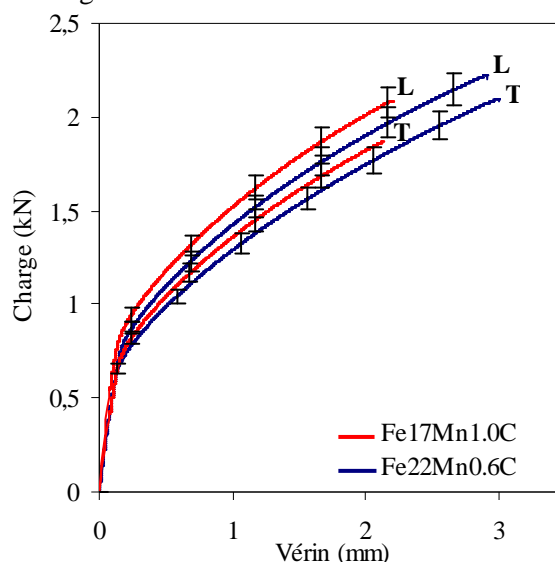


Figure 86 : « Charge – Déplacement du vérin » des essais de cisaillement sur les éprouvettes rainurées pour les deux nuances

Comme mentionné dans le Chapitre 2, les incertitudes correspondent au plus grand écart mesuré entre courbes de mêmes conditions expérimentales. Pour cet essai, les incertitudes sont surtout importantes sur la charge (jusqu'à $\pm 0,3$ kN). En prenant en compte ce degré d'incertitudes, il apparaît que l'écart entre les courbes est faible. Il faut noter que les courbes caractérisant le sens travers ont tendance à être en dessous de celles caractérisant le sens long et que l'écart entre les deux nuances n'est pas marqué, contrairement aux autres résultats expérimentaux présentés jusqu'ici.

Par rapport à l'essai de cisaillement sur éprouvette non rainurée, le déplacement du vérin et la charge à la rupture sont plus faibles. Par exemple, pour la nuance Fe22Mn0.6C sollicitée en sens long, la rupture intervient à environ 3 mm de déplacement du vérin et 2,2kN/mm en charge (rapportée à l'épaisseur de la zone sollicitée) pour l'essai de cisaillement sur éprouvette rainurée. Pour l'éprouvette non rainurée, ces valeurs atteignent 9,4 mm et 3,3kN/mm à la rupture.

La Figure 87 présente la maillage qui a permis de simuler l'essai de cisaillement sur éprouvette rainurée. Les rainures dans l'épaisseur complexifient le maillage de cette éprouvette et les éléments de type cubiques n'ont pas pu être utilisés. Le maillage est donc effectué à partir d'éléments tétraédriques (quadratiques de type c3d20).

Comme précédemment, nous comparons les courbes macroscopiques « Charge – Déplacement du vérin » expérimentales et numériques ainsi que le déplacement de nœuds du maillage par rapport à celui de différents points enregistrés lors des essais expérimentaux (Figure 88). Puis, nous effectuons une comparaison de la distribution de déformations ε_{12} calculée par corrélation d'images avec celle estimée par les modèles de comportement (Figure 89).

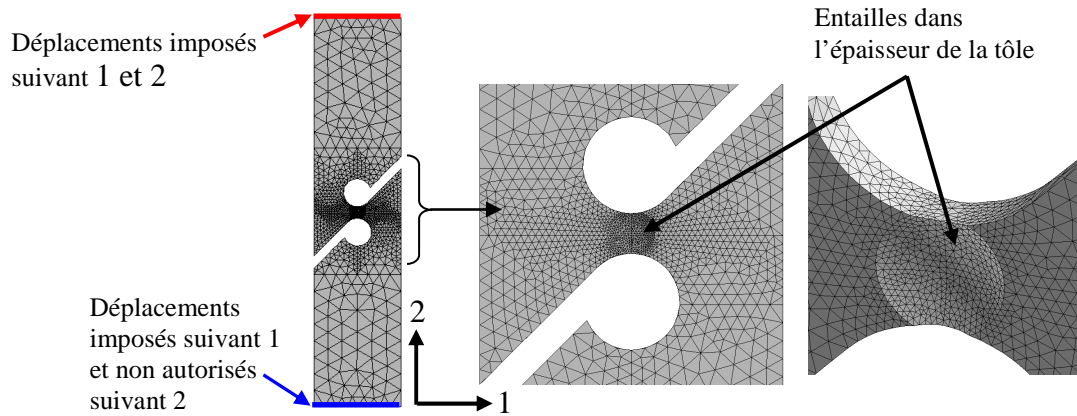


Figure 87 : Maillage de l'éprouvette de cisaillement rainurée et conditions aux limites

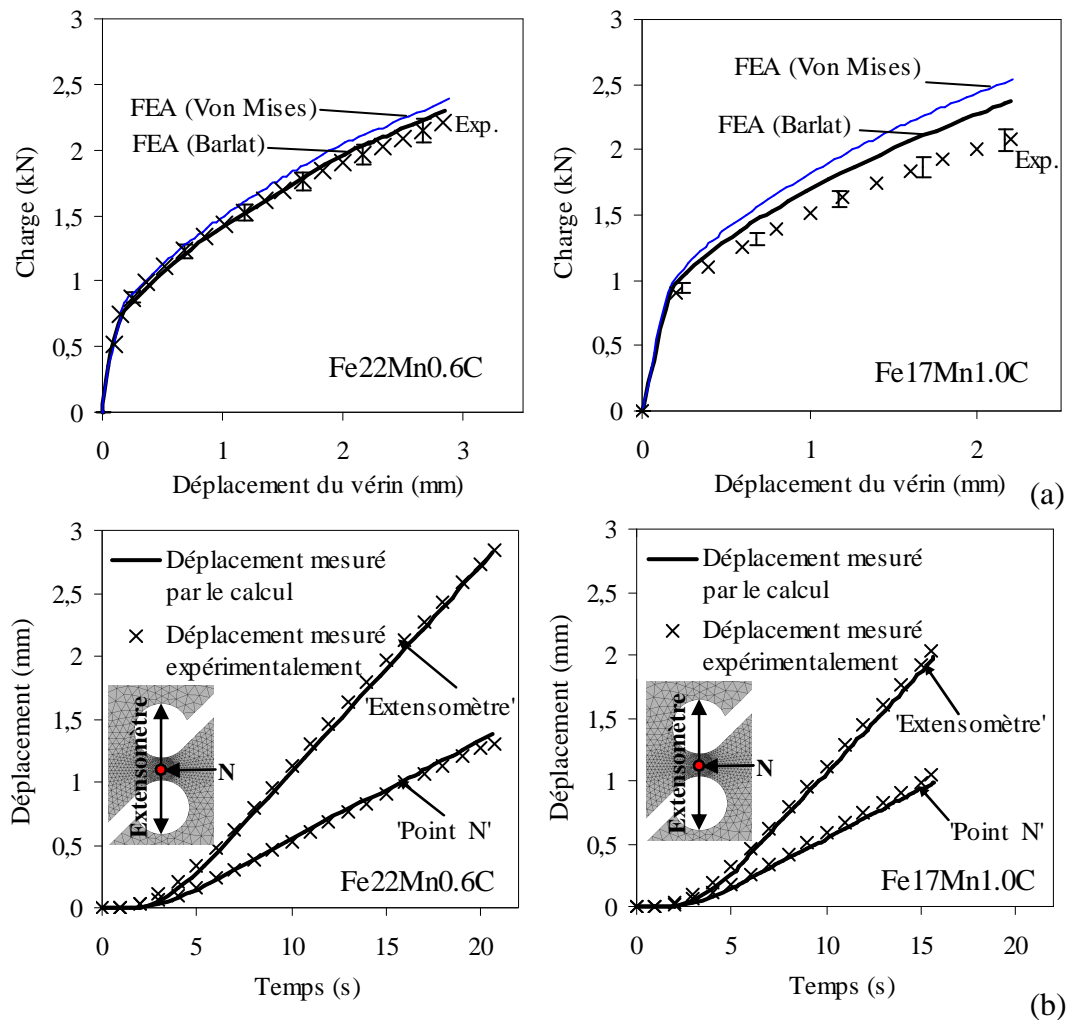


Figure 88 : a) Simulation des essais de cisaillement sur éprouvettes rainurées, b) Comparaison des déplacements verticaux expérimental (Exp.) et calculé (FEA) à différents points de l'éprouvette

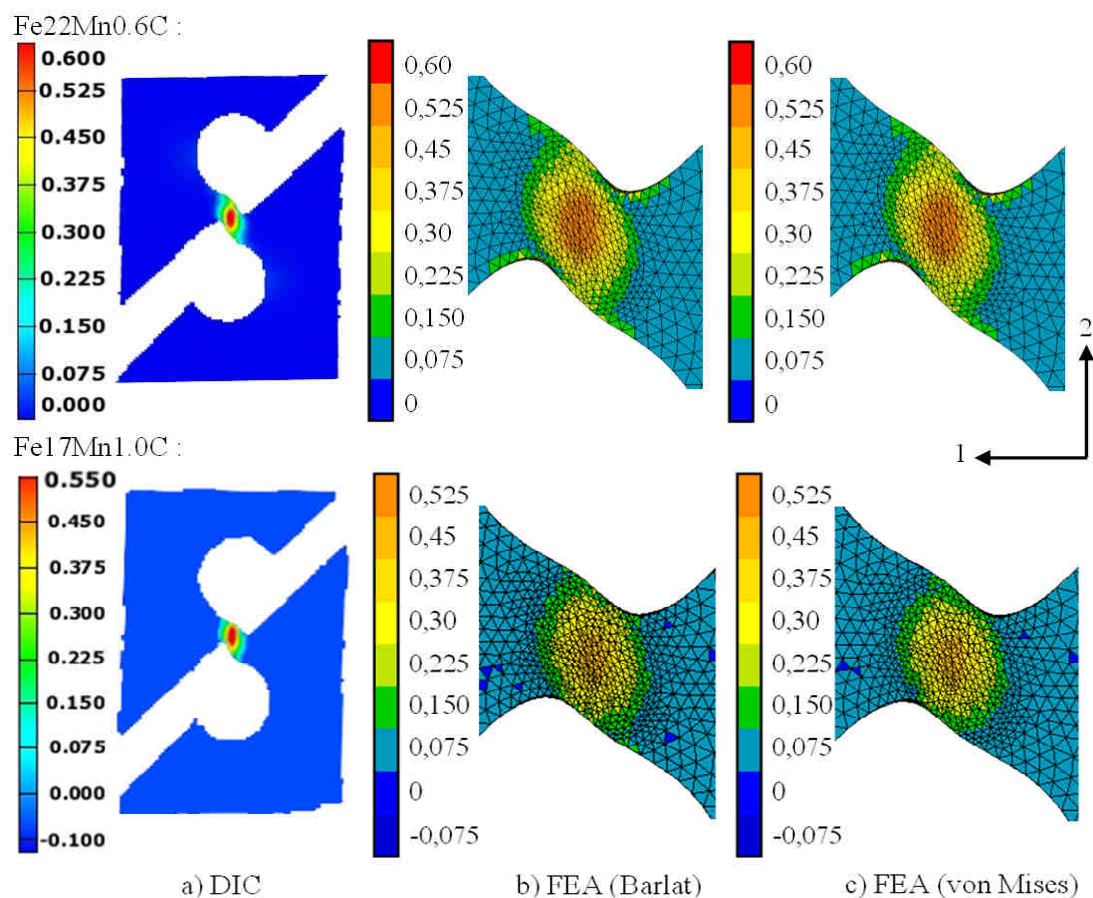


Figure 89 : Comparaison de la distribution de la déformation ε_{12} a) mesuré par corrélation d'images et b) calculé par simulation numérique avec le modèle de Barlat à rupture

Pour la nuance Fe22Mn0.6C, le modèle « Barlat – écrouissage isotrope » simule de façon correcte la courbe « Charge – Déplacement du vérin ». La courbe numérique issue du modèle « von Mises – écrouissage à 3 paramètres » surestime légèrement la charge ce qui est cohérent avec les résultats en cisaillement lors de l'identification des paramètres de ce modèle (Partie 2.2). Le système de mesure optique permet de montrer que la déformation est entièrement concentrée dans la partie centrale de l'éprouvette, au niveau des rainures. D'après le calcul par corrélation d'images, la déformation vraie ε_{12} à rupture atteint 0,59 pour la nuance Fe22Mn0.6C. A déplacement du vérin égal (moyenne des valeurs à rupture de déplacement du vérin), cette même valeur est estimée à 0,56 par le modèle de Barlat et 0,54 par le modèle de von Mises pour la nuance Fe22Mn0.6C. Pour cette nuance, le modèle de Barlat nous donne donc une meilleure estimation.

Pour la nuance Fe17Mn1.0C, les modèles de comportement surestiment la charge alors que les paramètres de ce modèle ont été identifiés entre autres en cisaillement. Pourtant, la déformée issue de la simulation numérique est proche de celle obtenue expérimentalement. La déformation vraie ε_{12} atteint environ 0,55 à la rupture. Les modèles de comportement sous-estiment la déformation : à 0,47 avec le modèle de Barlat et à 0,42 avec celui de von Mises. Malgré nos vérifications, nous n'avons pas pu déterminer l'origine de ces différences, si elle est liée à un problème expérimentale ou numérique.

Pour les deux nuances, il semble toutefois que la déformée expérimentale (Figure 89a) soit davantage « cisailée » verticalement que les déformées issues de la simulation numérique.

La Figure 90 présente l'évolution de la déformation principale ε_I (déformation majeure) et ε_{III} (déformation mineure) dans deux facettes situées au fond d'une rainure (deux facettes de la trame pour la mesure par corrélation d'images) pour la nuance Fe22Mn0.6C. Ces mesures révèlent un état de déformation caractéristique du cisaillement. Les déformations principales ε_I et ε_{III} (majeure et mineure) sont égales au signe près, la déformation principale ε_{II} étant nulle. Le même état de déformations est obtenu par simulation numérique (Figure 91) où la déformation principale est estimée à 0,58. L'utilisation de cette géométrie d'éprouvette nous permet bien d'effectuer un essai de cisaillement jusqu'à rupture et donc d'estimer les caractéristiques mécaniques (notamment les contraintes) à rupture dans ce mode de sollicitation.

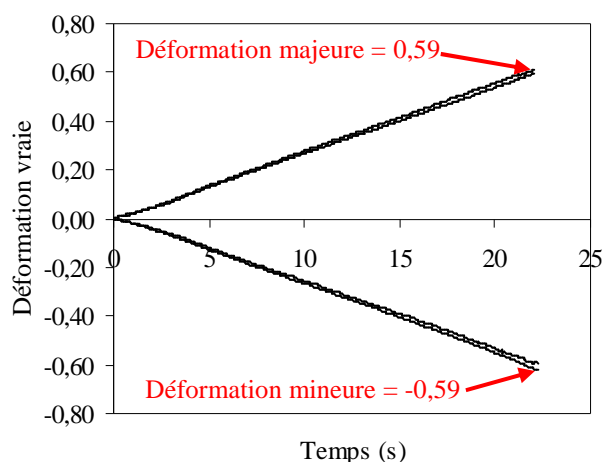


Figure 90 : Evolution des déformations majeures et mineures mesurée par corrélation d'images au centre de l'éprouvette de cisaillement rainurée (Fe22Mn0.6C)

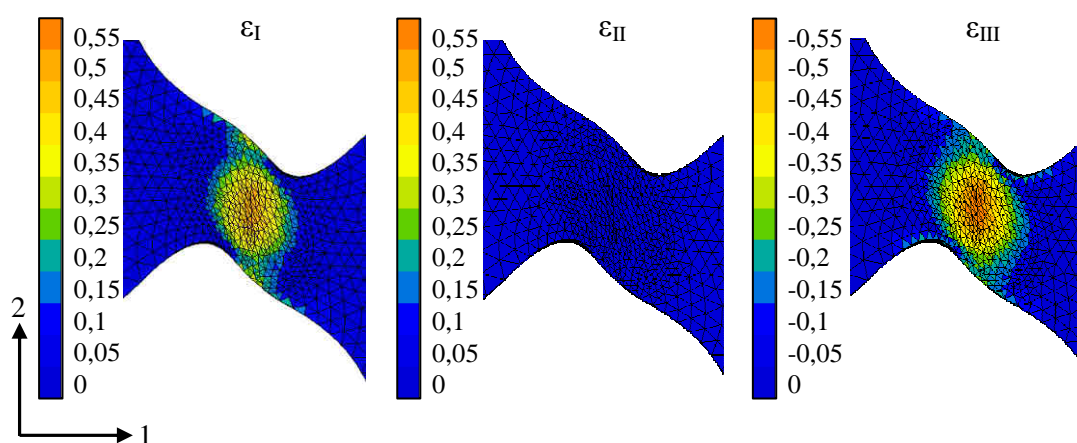


Figure 91 : Distribution des déformations principales calculée avec le modèle de Barlat indiquant une sollicitation en cisaillement (Fe22Mn0.6C)

4.2 Eprouvette de rupture en mode *slant*

Les éprouvettes entaillées dans l'épaisseur ont été sollicitées en traction dans les sens long et travers long de la tôle pour les deux nuances. Les courbes « Charge - déplacement du vérin » sont présentées sur la Figure 92a. Le résultat de ces essais montre les mêmes tendances que ceux des essais de traction uniaxiale avec, à déplacement du vérin égal, la charge supérieure en sens travers par rapport au sens long. La rupture se produit bien entre les deux entailles formant un angle proche de 45° (Figure 92b). La détermination des champs de déformation par mesure optique et corrélation d'images donne des résultats grossiers car la limite du dispositif est atteinte (facette de taille minimale de 0,3mm environ donc 4 à 5 facettes seulement dans l'épaisseur). La déformation majeure vraie calculée par ce dispositif atteint environ 0,30 à rupture, ce qui est faible par rapport aux déformations à rupture mesurées lors des essais de traction sur éprouvettes lisses ou entaillées. Cette valeur peut être sous-estimée car la rupture intervient près des entailles, en bord de la tôle où les facettes sont difficiles à réaliser. Il convient donc de vérifier cette valeur par la simulation numérique.

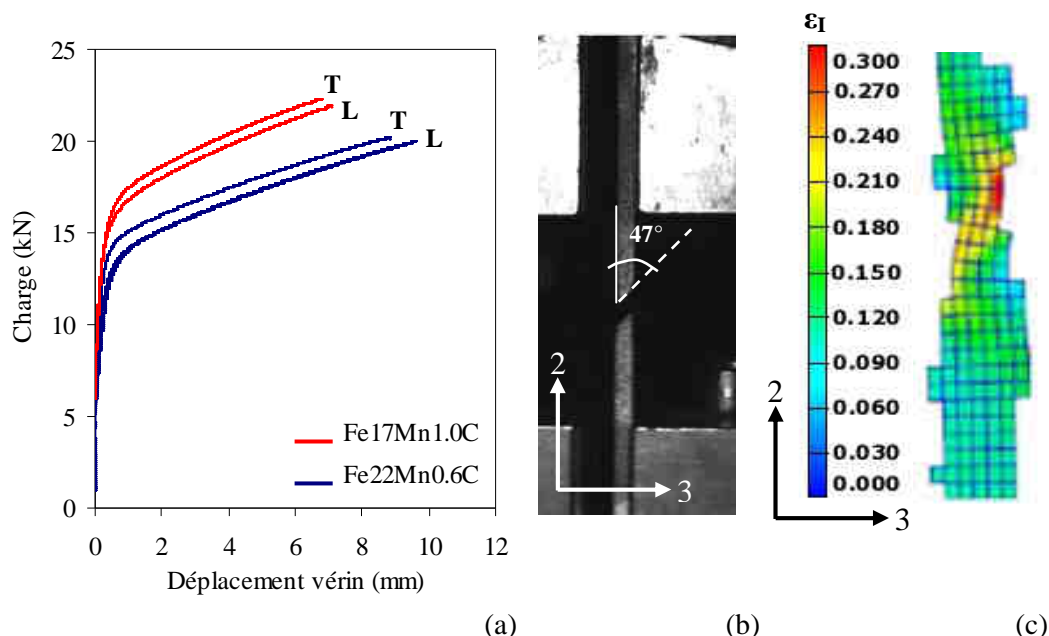


Figure 92 : a) « Charge – Déplacement du vérin » des essais sur éprouvettes entaillées dans l'épaisseur. b) Profil de rupture et c) distribution de la déformation majeure à rupture pour une éprouvette sollicitée dans le sens long de nuance Fe22Mn0.6C

La simulation numérique est nécessaire dans le cas de cet essai pour établir le trajet de déformation. Pour limiter le nombre d'éléments, le maillage dans le plan (2,3) a été limité à la zone centrale de l'éprouvette contenant les entailles. La longueur de l'éprouvette pour la simulation numérique est de 10 mm alors que la longueur de l'éprouvette expérimentale est de 60 mm. De même, la largeur de l'éprouvette pour le calcul est réduite à un seul élément de 1 mm dans la direction 1 alors que la largeur de l'éprouvette expérimentale est de 15mm. Afin de pouvoir comparer les courbes expérimentales et numériques, la charge est rapportée à la section portante entre les entailles et le déplacement à la longueur de l'éprouvette, comme indiqué sur la Figure 93. La Figure 94 présente les conditions aux limites qui imposent un état de déformations planes généralisées.

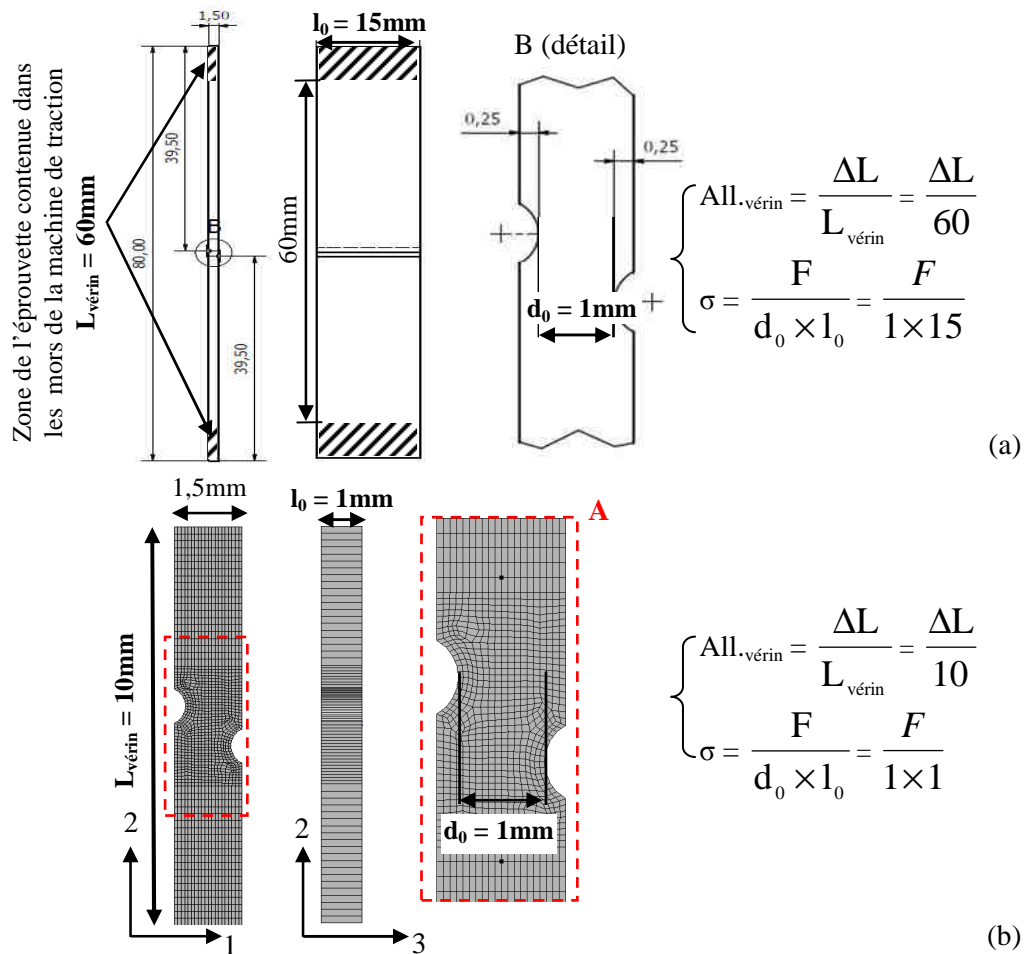


Figure 93 : Méthode de mesure de l'allongement relatif et de la contrainte nominale a) lors des essais expérimentaux et b) et lors de la simulation numérique

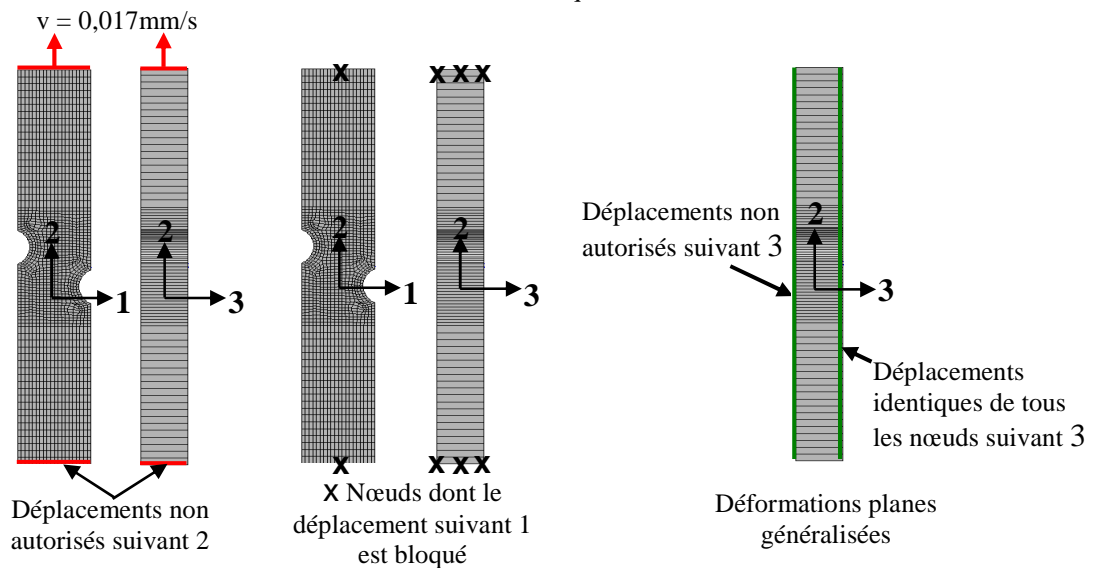


Figure 94 : Conditions aux limites pour un état de déformations planes généralisées

La comparaison des courbes « Contrainte nominale – allongement relatif » expérimentale et numérique est présentée sur la Figure 95. L'écart entre courbes expérimentales et numériques se situe surtout au début de la déformation plastique. Pour la nuance Fe22Mn0.6C, le résultat est meilleur avec le modèle de Barlat tandis que pour la nuance Fe17Mn1.0C les courbes estimées par les deux modèles de comportement sont proches.

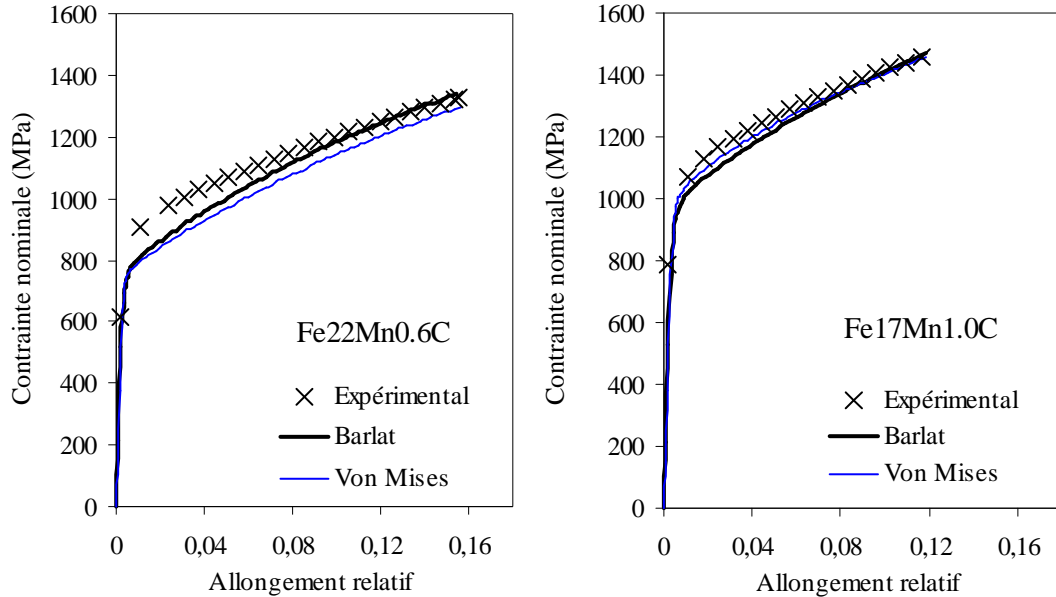


Figure 95 : Simulation des essais sur éprouvettes entaillées dans l'épaisseur

La Figure 96 montre l'évolution de la distribution de la déformation majeure ε_I avec la déformation plastique. La Figure 96c correspond à l'état à rupture estimé par le modèle (lorsque l'allongement relatif est égal à celui mesuré expérimentalement à rupture). La déformation s'initie tout d'abord près des entailles jusqu'à former une bande à 45° dans l'épaisseur de la tôle, par rapport à l'axe de sollicitation (Figure 96a). Puis, dû fait de la ductilité élevée de l'acier TWIP, le champ principal de déformation forme un « z » autour des entailles. En fin d'essai, une déformation d'environ 0,10 est mesurée de façon homogène en dehors de la zone entaillée. Les entailles de rayon 5 mm n'ont donc pas été suffisantes pour concentrer la déformation dans la zone entaillée jusque la fin de l'essai.

La distribution des déformations principales ε_I , ε_{II} et ε_{III} à rupture estimée par le modèle de Barlat montre que le mode de déformation est proche d'un état de déformations planes caractérisé par des déformations ε_{II} nulles et des déformations ε_I légèrement supérieures aux déformations ε_I (Figure 97). Près des entailles, la triaxialité des contraintes vaut 0,35 alors qu'elle est proche de 0,45 plus au centre de l'éprouvette. La Figure 98 présente le trajet de déformation d'un point d'intégration appartenant à un élément situé au bord d'une entaille. Jusqu'à 0,05 de déformation majeure, le point d'intégration suit un trajet en déformations planes ($\alpha = 0$). Puis, le trajet de déformation change et le paramètre α prend la valeur de -0,18.

La simulation numérique de cet essai est donc correcte alors qu'il s'agit d'un essai où du cisaillement est induit dans l'épaisseur et que les paramètres d'anisotropie c_5^1 et c_6^1 du critère de plasticité de Barlat n'ont pas été identifiés (à part indirectement via les coefficients de Lankford).

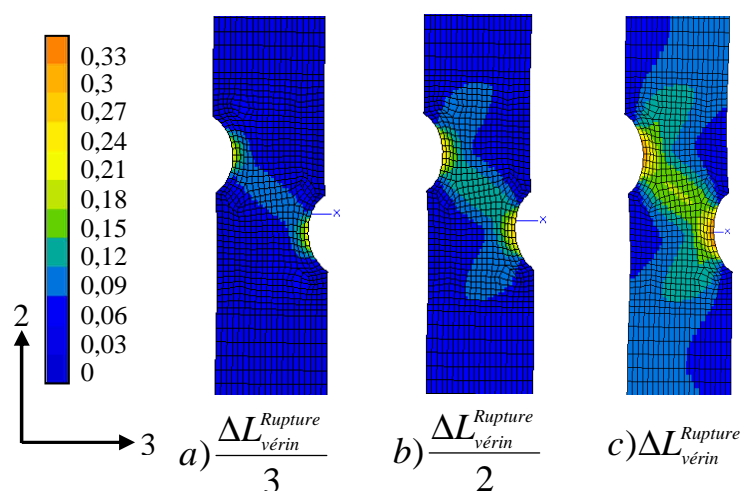


Figure 96 : Distribution de la déformation majeure ϵ_I estimée par simulation numérique avec le modèle de Barlat (Fe22Mn0.6C)

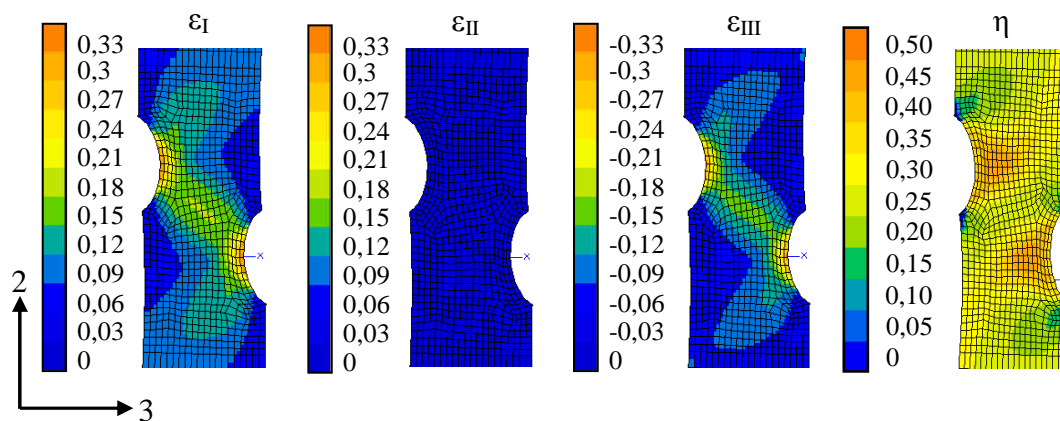


Figure 97 : Distribution des déformations principales à rupture estimées par le modèle de Barlat indiquant une sollicitation proche de la déformation plane (Fe22Mn0.6C)

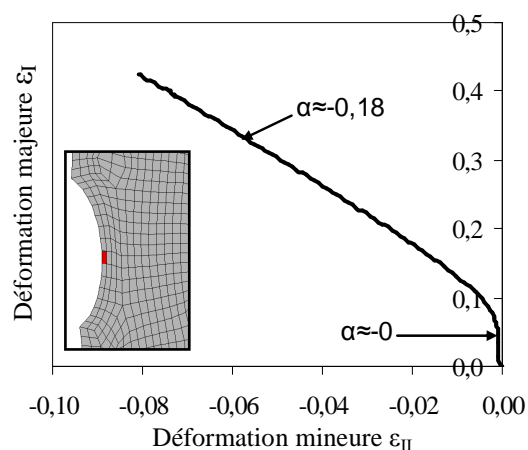


Figure 98 : Trajet de déformation d'un point d'intégration en bord d'entaille estimé par le modèle de Barlat (Fe22Mn0.6C)

4.3 Conclusion

Cette dernière partie nous a permis d'introduire les essais sous sollicitations complexes. Ils complètent la base expérimentale qui sera utilisée pour déterminer un critère de rupture valide sous différents modes de sollicitation.

La géométrie en « papillon » de l'éprouvette rainurée nous permet de réaliser un essai de cisaillement dans le plan de la tôle jusqu'à rupture (en nous affranchissant d'une rupture près des mors) et d'identifier, par la simulation numérique, les caractéristiques mécaniques à rupture dans ce mode de sollicitation.

L'éprouvette entaillée dans l'épaisseur (éprouvette *slant*) dont les entailles sont alignées à 45° de l'axe de sollicitation induit un mode de déformation plane. La rupture s'effectue entre les deux entailles. Il semble cependant que des entailles plus sévères auraient été nécessaires pour contraindre le matériau de façon plus importante. A rupture, l'éprouvette est quasiment « dé-entaillée » car le matériau présente une forte capacité de déformation. Il serait utile d'effectuer une étude numérique pour concevoir une géométrie d'éprouvette adaptée aux propriétés du matériau, en utilisant la loi de comportement identifiée dans ce chapitre.

L'éprouvette de cisaillement plan non rainurée suit un trajet de déformation plus complexe et moins radial que les deux autres, c'est pourquoi nous nous en servons pour tester notre critère de rupture et non pas pour le paramétrer.

Pour la nuance Fe22Mn0.6C, le modèle de comportement « Barlat – écrouissage isotrope » est validé sur les trois essais. Les courbes « Charge – Déplacement » sont bien reproduites et les déformations estimées par le modèle sont proches de celles calculées par corrélation d'image. **Le modèle « Barlat – écrouissage isotrope » est donc notre modèle de référence dans la suite de l'étude pour déterminer les variations des valeurs mécaniques locales à rupture avec le mode de sollicitation et identifier un critère de rupture.**

Pour la nuance Fe17Mn1.0C, un écart conséquent a été observé entre la courbe expérimentale de l'essai de cisaillement plan (éprouvette rainurée) et celle estimée par le modèle. Nous n'avons pas pu déterminer s'il s'agit d'un problème expérimental ou lié au modèle de comportement, dont les paramètres ont pourtant été identifiés en cisaillement plan et qui donnent des résultats corrects sur les deux autres essais sous sollicitations complexes.

Le critère de plasticité de von Mises donne des résultats satisfaisants lorsqu'il est associé à une loi d'écrouissage à 3 paramètres, comprenant un terme linéaire et un autre non linéaire. Cependant, pour l'étude du comportement à la rupture, nous avons choisi d'utiliser le modèle « **von Mises + écrouissage de type Hollomon** » afin de discuter autour des critères de rupture de l'état de l'art dont les équations sont souvent exprimées à partir de ce modèle de comportement.

5 Conclusion de l'étude sur le comportement plastique de l'acier TWIP

Le comportement mécanique des nuances Fe22Mn0.6C et Fe17Mn1.0C a été caractérisé à partir d'essais de traction sur éprouvette lisses et entaillées prélevées dans les sens long, travers et diagonal de la tôle, et d'essais de cisaillement. Le caractère anisotrope et cinématique du comportement plastique a été mis en évidence. En traction uniaxiale, la déformation est hétérogène et s'effectue par bandes localisées. L'acier TWIP présente une sensibilité négative à la vitesse de déformation et les courbes de traction se caractérisent par la présence de PLC. L'écrouissage du matériau semble peu influencé par la triaxialité des contraintes. Les courbes macroscopiques des essais de traction sur éprouvettes entaillées prélevées dans les sens long et travers montrent que l'anisotropie en contraintes est marquée lorsque le rayon d'entaille est de 0,5mm mais n'est plus significative lorsque le rayon d'entaille augmente. La non validation du critère de von Mises constatée lors de l'exploitation de l'essai de cisaillement monotone confirme que le caractère anisotrope du matériau ne peut être négligé pour la modélisation du comportement plastique.

L'anisotropie nous semble un paramètre du premier ordre pour décrire de manière correcte à la fois le comportement plastique et le comportement à rupture de l'acier TWIP. Nous avons donc choisi le critère d'écoulement anisotrope de Barlat associé à une loi d'écrouissage isotrope pour modéliser le comportement de l'acier TWIP. Il a été validé sur une large gamme d'essais mécaniques, notamment sur les essais sous sollicitations complexes dont les résultats sont présentés dans ce chapitre. L'identification d'un critère de rupture s'effectuera à partir des contraintes et des déformations estimées par ce modèle de comportement.

Le modèle « Barlat – écrouissage isotrope » est un modèle simplifié car il ne tient pas compte de tous les aspects du comportement plastique de l'acier TWIP identifiés lors de l'étude expérimentale. En effet, pour des problèmes de convergence de calculs, nous n'avons pas pu inclure dans un même modèle l'anisotropie de comportement, le caractère cinématique de l'écrouissage et l'effet de la présence d'instabilités plastiques. Nous avons donc choisi de discuter de l'influence sur la rupture de ces comportements dans le Chapitre 5 en identifiant différents modèles de comportement. L'influence du comportement cinématique sur la rupture nous semble du second ordre par rapport à celle de l'anisotropie lorsque la caractérisation du comportement à rupture s'effectue à partir d'essais mécaniques qui n'induisent pas un fort changement de trajet. L'influence du mécanisme de vieillissement dynamique sur la rupture est peu discutée dans la littérature et nous en proposerons une première analyse.

6 Références bibliographiques

- [Adler85] *Strain Hardening of Hadfield Manganese Steel*, P.H.Adler, G.B.Olson, W.S.Owen, Metall. Trans., A 17a (1986) 1725
- [Allain04] *A physical model of the twinning-induced plasticity effect in a high manganese austenitic steel*, S.Allain, J.-P.Chateau, O.Bouaziz, Mater. Sci. Eng., (2004) 143-147
- [Barlat91] *A six-component yield function for anisotropic materials*, F.Barlat, D.Lege, J.Brem, Int. J. Plast., 7 (1991) 693-712
- [Barlat00] *Plane stress yield function for aluminum alloy sheets—part 1: theory*, F.Barlat, J.C.Brem, J.W.Yoon, K.Chung, R.E.Dick, D.J.Lege, F.Pourboghraat, S.-H.Choi, E.Chu, Int. J. Plast., 19 (2003) 1297–1319
- [Bouaziz08] *Effect of grain and twin boundaries on the hardening mechanisms of twinning induced plasticity steels*, O.Bouaziz, S.Allain, C.Scott, Scr. Mater., 58 (2008) 484-487
- [Bron04] *A yield function for anisotropic materials: application to aluminium alloys*, F.Bron, J.Besson, Int. J. Plast., 20 (2004) 937-963
- [Cazacu04] *O.Cazacu, F.Barlat, A criterion for description of anisotropy and yield differential effects in pressure-insensitive metals*, Int. J. Plast., 20 (2004) 2027-2045
- [Cazacu06] *Orthotropic yield criterion for hexagonal closed packed metals*, O.Cazacu, B.Plunkett, F.Barlat, Int. J. Plast., 22 (2006) 1171-1194
- [Cazacu08] *Orthotropic yield criteria for description of the anisotropy in tension and compression of sheet metals*, B.Plunkett, O.Cazacu, F.Barlat, Int. J. Plast., 24 (2008) 847-866
- [Cheng03] *Strength and tension/compression asymmetry in nanostructured and ultrafine-grain metals*, S. Cheng, J.A. Spencer, W.W. Milligan, Acta Mater., 51 (2003) 4505–4518
- [Chung11] *Formability of TWIP steels (twinning induced plasticity) automotive sheets*, K.Chung, K.Ahn, D.-H.Yoo, K.H.Chung, M.-H.Seo, S.-H. Park, Int. J. Plast., 27 (2011) 52-81
- [Hill48] *A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals*, R.Hill, Proc. R. Soc. Lond., A 193 (1948) 281–297
- [Hill90] *Constitutive modelling of orthotropic plasticity in sheet metals*, R.Hill, J. Mech. Phys. Solids, 38 (1990) 405-417
- [Hosford72] *A generalized isotropic yield criterion*, W.Hosford, J. App. Mech., 39 (1972) 607–609
- [Hutchinson06] *On dislocation accumulation and work hardening in Hadfield steel*, B.Hutchinson, N.Ridley, Scr. Mater., 55 (2006) 299–302

- [Jiang07] *Twinning and texture development in two Mg alloys subjected to loading along three different strain paths*, L.Jiang, J.J.Jonas, R.K.Mishra, A.A.Luo, A.K.Sachdev, S.Godet, *Acta Mater.*, 55 (2007) 3899–3910
- [Karaffilis93] *A general anisotropic yield criterion using bounds and a transformation weighting tensor*, A.Karaffilis., M.Boyce, J. Mech. Phys. Solids, 41 (1993) 1859–1886
- [Lee08] *Constitutive modeling for anisotropic/asymmetric hardening behavior of magnesium alloy sheets*, M.-G.Lee, R.H.Wagoner, J.K.Lee, K.Chung, H.Y.Kim, *Int. J. Plast.*, 24 (2008) 545–582
- [Rapport Goncalvès] Capitalization report on the Formability prediction of XIP1000, J.Goncalvès, R&D Automotive Products, ArcelorMittal, 2009
- [Sevillano09] *An alternative model for the strain hardening of FCC alloys that twin, validated for twinning-induced plasticity steel*, J.G.Sevillano, *Scr. Mater.*, 60 (2009) 336–339
- [Shinohara10] *A combined phenomenological models for the representation of anisotropic hardening behavior in high strength steel line pipes*, Y.Shinohara, Y.Madi, J.Besson, *Eur. J. Mech.*, 29 (2010) 917–927
- [Shiekhelsouk09] *Modelling the behaviour of polycrystalline austenitic steel with twinning-induced plasticity effect*, M.N. Shiekhelsouk, V. Favier, K. Inal, M. Cherkaoui, *Int. J. Plast.*, 25 (2009) 105–133
- [Thèse Allain] Caractérisation et modélisation thermomécaniques multi-échelles des mécanismes de déformation et d'écrouissage d'aciers austénitiques à haute teneur en manganèse – application à l'effet TWIP, S.Allain, Thèse Institut National Polytechnique de Lorraine, 9 février 2004
- [Thèse Barbier] Etude du comportement mécanique et des évolutions microstructurales de l'acier austénitique Fe22Mn0.6C à effet TWIP sous sollicitations complexes. Approche expérimentale et modélisation, D.Barbier, Thèse Université Paul Verlaine de Metz, 6 mars 2009
- [Thèse Farré] Corrosion sous chargement mécanique biaxial. Développement et validation d'un essai original pour les couples : alliage 600/air et 316L/MgCl₂(44%), M.-T.Farre, Thèse Mines ParisTech, 1 juillet 1998
- [Yang06] *Dependence of deformation twinning on grain orientation in a high manganese steel*, P.Yang, Q.Xie, L.Meng, H. Ding, Z. Tang, *Scripta Mater.*, 55 (2006) 629–631

Chapitre 4

Analyse physique de la rupture

Le Chapitre 4 analyse les modes de rupture des différentes éprouvettes présentées dans le chapitre précédent. Les faciès de rupture sont observés au microscope électronique à balayage afin de déterminer les paramètres qui influencent la rupture (anisotropie, triaxialité des contraintes, vitesse de déformation, température). L'endommagement est recherché par micrographie en pointe de fissures arrêtées. La technique de microtomographie est également utilisée pour analyser finement l'endommagement en amont du faciès de rupture d'une éprouvette de cisaillement non rainurée [Lorthios10]. Cette étude sur les mécanismes physiques de la rupture complètera les résultats du Chapitre 3 pour l'identification d'un critère de rupture.

1 Observation des surfaces de rupture

1.1 Mode de rupture en traction uniaxiale

1.1.1 Rupture macroscopique

Comme présenté dans le Chapitre 1, le mode de rupture le plus fréquemment observé est une rupture perpendiculaire à l'axe de traction, mais en biseau dans l'épaisseur (Figure 99). Il est caractéristique de la rupture en mode *slant*. A 4.10^{-2} s^{-1} et 4.10^{-3} s^{-1} , des ruptures en biseau dans la largeur de l'éprouvette (en plus du biseau dans l'épaisseur) sont également constatées (Figure 99b). Le mode de rupture est le même pour les deux nuances et quel que soit le sens de prélèvement de l'éprouvette. L'ensemble des éprouvettes ayant rompu avec le profil de la Figure 99a présente le décrochement repéré *. La Figure 100 présente l'analyse géométrique d'une éprouvette de traction sollicitée à rupture dans le sens long à une vitesse initiale de 4.10^{-4} s^{-1} (Profil de l'éprouvette de la Figure 99a). Les mesures ont été effectuées à partir d'un banc d'extensométrie après l'essai de traction. L'incertitude est relative à l'erreur de focalisation de la loupe du banc d'extensométrie permettant la mesure.

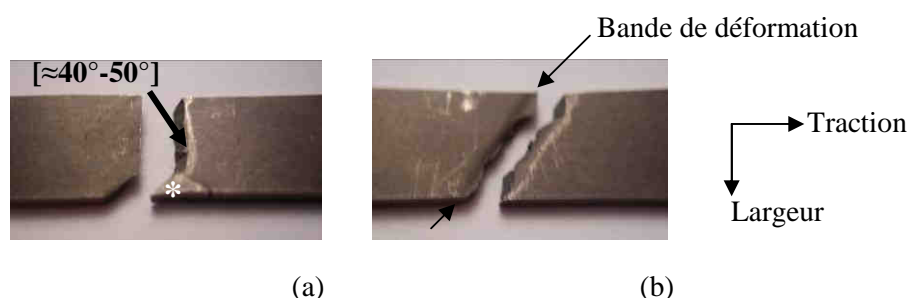


Figure 99 : Profils de rupture observés lors des essais de traction quasi-statiques. a) Rupture majoritairement à plat dans la largeur et en biseau dans l'épaisseur, b) et rupture en biseau dans la largeur et dans l'épaisseur

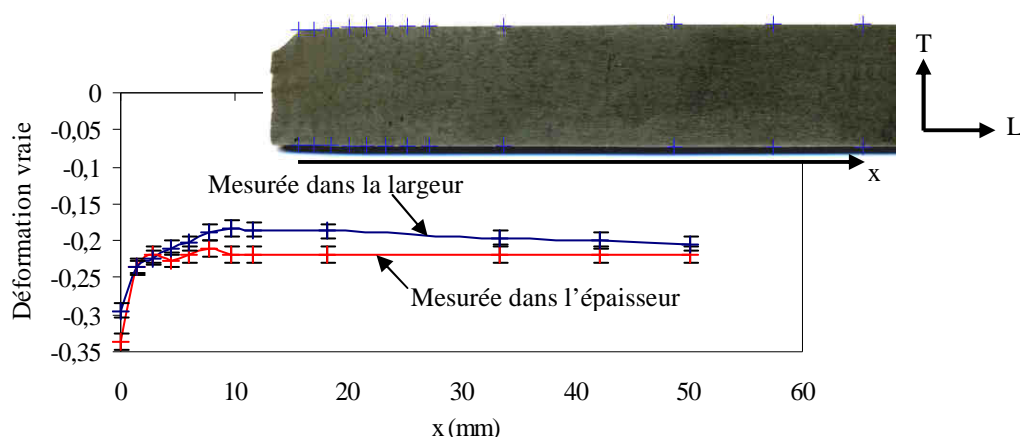


Figure 100 : Analyse géométrique d'une éprouvette rompue de traction (Fe22Mn0.6C ; sens long ; 4.10^{-4} s^{-1}). Les croix représentent les points de mesure

Macroscopiquement, les éprouvettes présentent peu de striction. Celle-ci s'étend sur environ 3mm à partir de la zone rompue. Celle-ci présente une déformation supérieure de seulement 0,15 point en déformation vraie par rapport au fût de l'éprouvette. Cette striction faible et très localisée, mise en parallèle avec l'absence de diminution de la charge avant rupture sur les courbes de traction, met en évidence le caractère brutal de la rupture.

Les dimensions de l'éprouvette au plus près de la zone rompue sont compliquées à mesurer compte-tenu de la forme de la rupture (faut-il notamment tenir compte du décrochement * lors de la mesure de la largeur ?). L'amincissement de la tôle dans la zone rompue a donc été mesuré directement à partir de la surface de rupture observée au microscope électronique à balayage (Grandissement $\times 36$). La mesure de l'amincissement nous permet de calculer la déformation plastique vraie à la rupture dans la direction de l'épaisseur de la tôle : $\epsilon_3^f = \ln(\frac{e_0}{e_f})$, e_0 et e_f étant respectivement l'épaisseur initiale

($\approx 1,5\text{mm}$) et à rupture. La Figure 101 présente la variation de la déformation ϵ_3^f avec la vitesse de déformation initiale (deux éprouvettes par vitesse de déformation). La déformation ϵ_3^f augmente avec la vitesse de déformation mais cette augmentation est peu marquée (0,07 points d'écart entre l'amincissement à 4.10^{-4}s^{-1} et 110s^{-1}). Nous pouvons donc faire l'hypothèse que les valeurs locales des déformations et des contraintes à la rupture sont peu influencées par la vitesse de déformation dans les conditions étudiées ici.

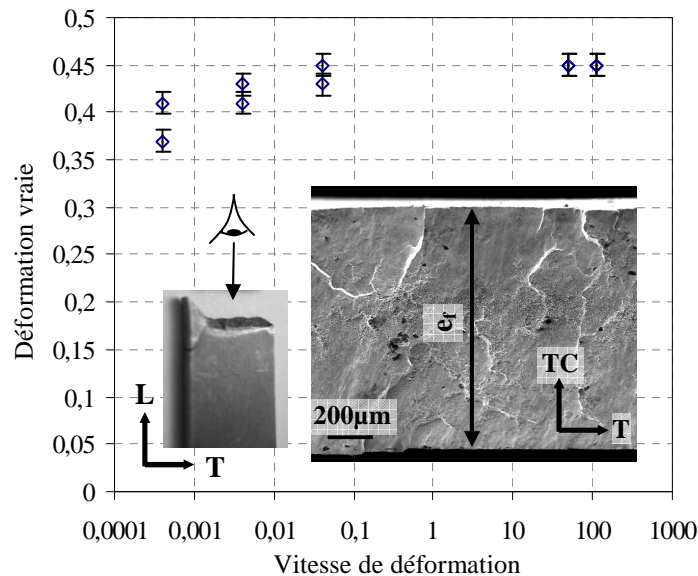


Figure 101 : Variation de la déformation vraie dans l'épaisseur de la tôle à rupture avec la vitesse de déformation (mesures sur les faciès de rupture des éprouvettes de traction uniaxiale de nuance Fe22Mn0.6C)

1.1.2 Faciès de rupture et influence du sens de prélèvement

La Figure 102 compare les faciès de rupture des éprouvettes de traction sollicitées dans les sens long (L), travers (T) et diagonal de la tôle de nuance Fe22Mn0.6C.

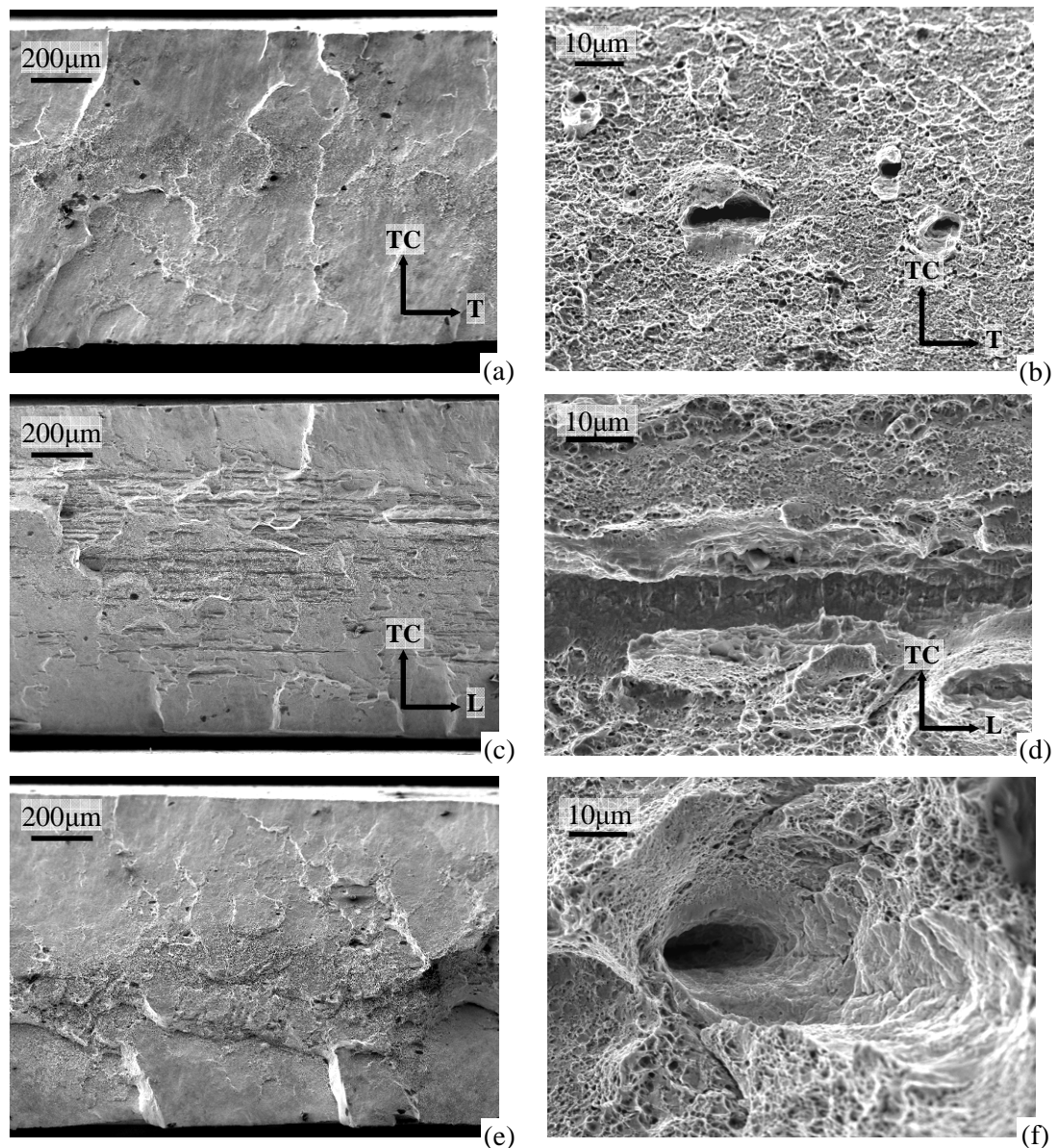


Figure 102 : Faciès de rupture des éprouvettes prélevés dans le sens long (a,b), travers (c,d) et diagonal (e,f) après les essais de traction quasi-statiques sur la nuance Fe22Mn0.6C

La rupture présente un caractère ductile puisque des cupules très fines sont observées. Dans les trois sens de prélèvement, des cavités profondes et apparemment vides apparaissent. Ces cupules, probablement primaires, ont une orientation qui dépend du sens de prélèvement des éprouvettes :

- En traction selon le sens long, l'axe des cavités est aligné avec l'axe de traction (Figure 102b).
- En traction selon le sens travers, de longues cupules sont alignées dans le sens long de la tôle, visibles au niveau macroscopique (Figure 102c et d).
- En sens diagonal, l'axe des cavités semble être incliné à 45° par rapport à la direction de traction (Figure 102e et f).

Les fractographies de la Figure 102a, c et e ont été effectuées à un grossissement faible et montrent que les cavités primaires, orientées dans le sens long, sont concentrées au centre par rapport à l'épaisseur de la tôle. Ceci est d'autant plus visible sur la Figure 102c où ces cavités sont absentes le long des bords (toujours par rapport à l'épaisseur de la tôle).

La Figure 103 présente le faciès de rupture d'une éprouvette sollicitée en traction dans le sens long à 4.10^{-4}s^{-1} . Ces fractographies à un grossissement plus élevé permettent d'identifier la taille des cupules primaires et secondaires. Les cupules primaires, sous forme de cavités, présentent une taille allant de $5\mu\text{m}$ jusqu'à $20\mu\text{m}$. Les cavités secondaires sont très petites et de tailles inférieures au micron. La répartition en taille de ces dernières semble assez homogène sur la surface de rupture. Elles se présentent également alignées, formant des « cheminées » bien observables sur la Figure 103b (repère A).

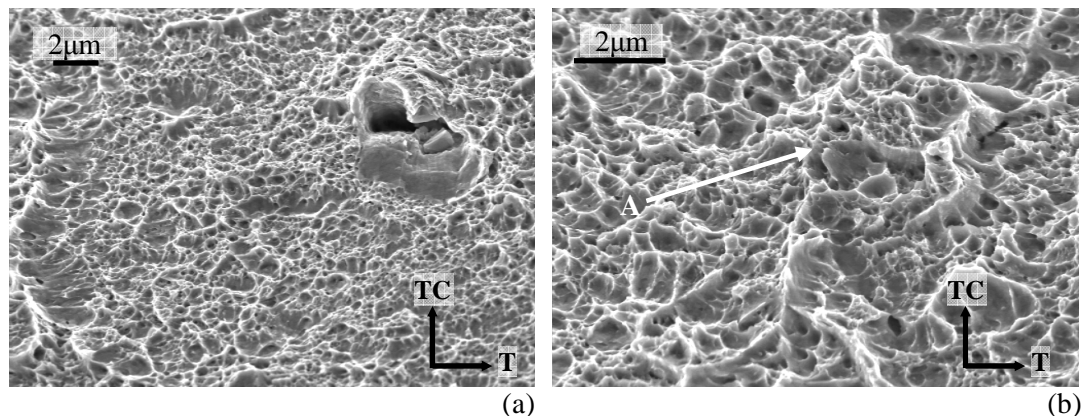


Figure 103 : Faciès de rupture d'une éprouvette de traction sollicitée en sens long de nuance Fe22Mn0.6C

La Figure 104 présente plusieurs faciès de rupture d'éprouvettes sollicitées en traction dans le sens travers, sur lesquels on retrouve les cavités allongées dans le sens long. Le plus souvent, ces cavités sont peu profondes et leurs parois semblent lisses (Figure 104b). Des alignements de petites cupules sont également observés, tels que ceux entourés sur la Figure 104c et d.

La Figure 105 compare le faciès de rupture d'une éprouvette de traction sollicitée dans le sens long pour la nuance Fe22Mn0.6C (Figure 105a) et la nuance Fe17Mn1.0C (Figure 105b). Un faciès de rupture similaire est obtenu avec la nuance Fe17Mn1.0C. Les cavités secondaires apparaissent légèrement plus fines, de taille toujours inférieure au micron. De la même façon que pour la nuance Fe22Mn0.6C, le faciès de rupture présente un caractère anisotrope (Figure 106). Pour la nuance Fe17Mn1.0C, on semble voir du délaminage au bord de l'éprouvette. Les cupules primaires se présentent sous forme de cavités très allongées dans le sens long et sont vides d'inclusions. On observe de nouveau des alignements de fines cupules à l'intérieur de ces cavités (Figure 106b).

Bien que les cupules primaires soient vides d'inclusions, des secondes phases sont observées dans d'autres zones du faciès de rupture, notamment pour la nuance Fe17Mn1.0C. La fractographie de la figure 11 montre qu'elles semblent groupées en amas et induisent des cavités sans endommagement particulier autour. Elles ne semblent donc pas à l'origine de la rupture. Une mesure par spectrométrie (Figure 107) montre que ces phases sont très riches en vanadium et un peu enrichies en niobium. On relève un petit pic de

carbone mais pas de pic d'azote (vraisemblablement masqué par le pic lié aux raies L du vanadium). L'hypothèse est que ces secondes phases seraient des carbonitrides de vanadium. Elles sont surtout observables sur la nuance Fe17Mn1.0C car la teneur en vanadium y est plus élevée que dans l'acier Fe22Mn0.6C (0,3%V pour la nuance Fe17Mn1.0C et 0,2%V pour la nuance Fe22Mn0.6C). Ces secondes phases ne semblent pas influencer la rupture.

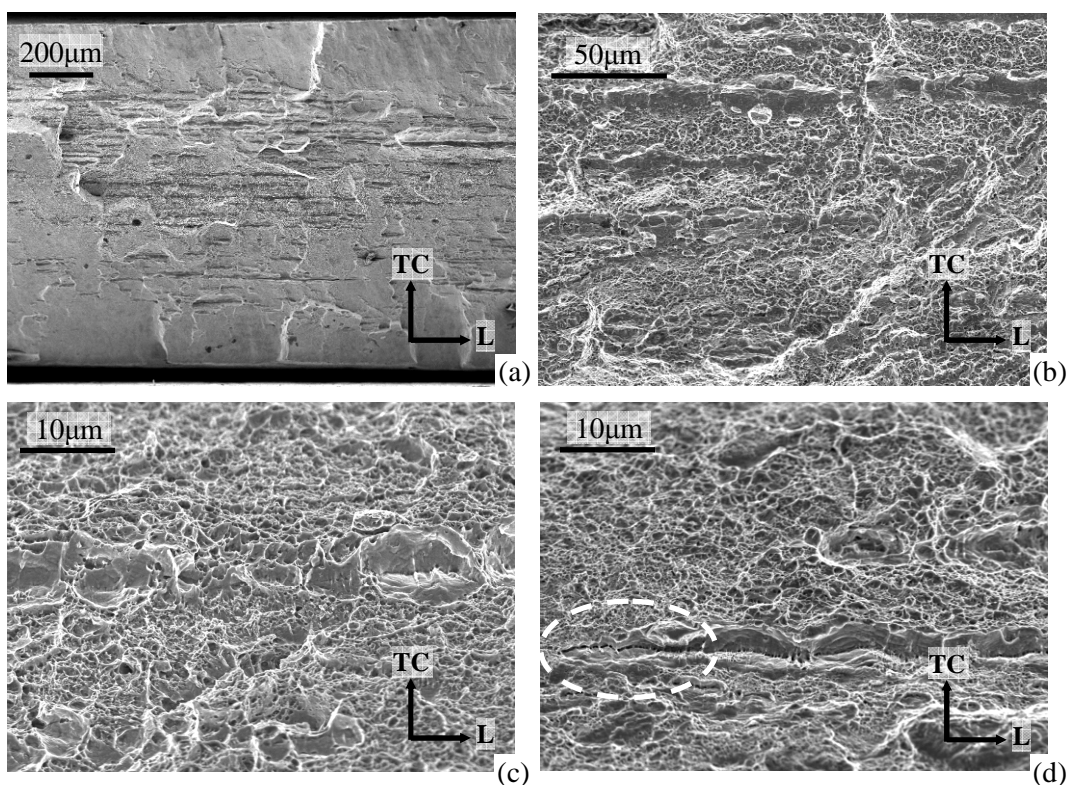


Figure 104 : Faciès de rupture d'éprouvettes de traction sollicitées en sens travers de nuance Fe22Mn0.6C

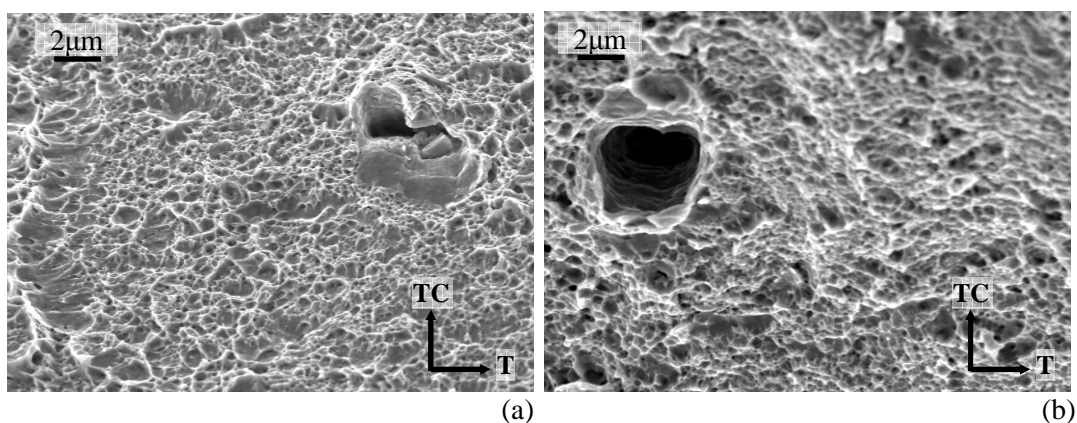


Figure 105 : Faciès de rupture des éprouvettes de traction prélevées dans le sens long sur la nuance a) Fe22Mn0.6C et b) Fe17mn1.0C

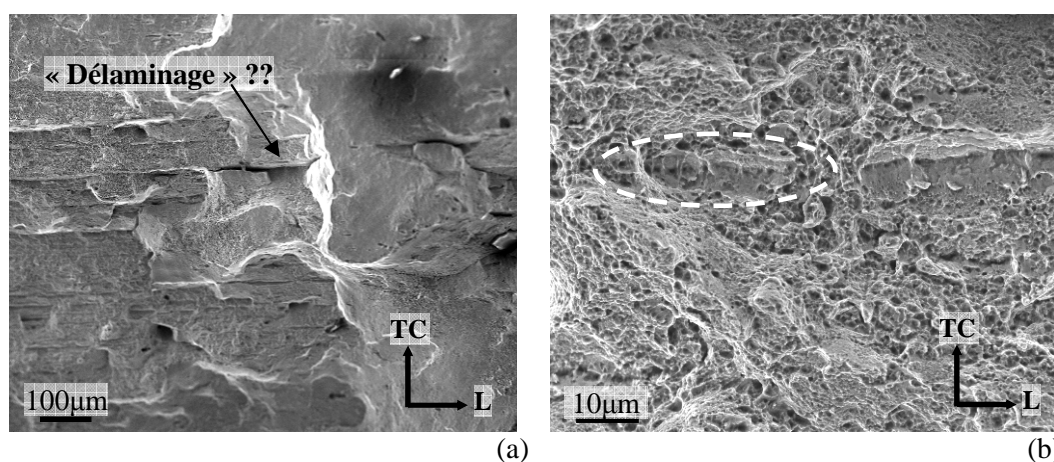


Figure 106 : Faciès de rupture des éprouvettes de traction prélevées dans le sens travers pour la nuance Fe17Mn1.0C

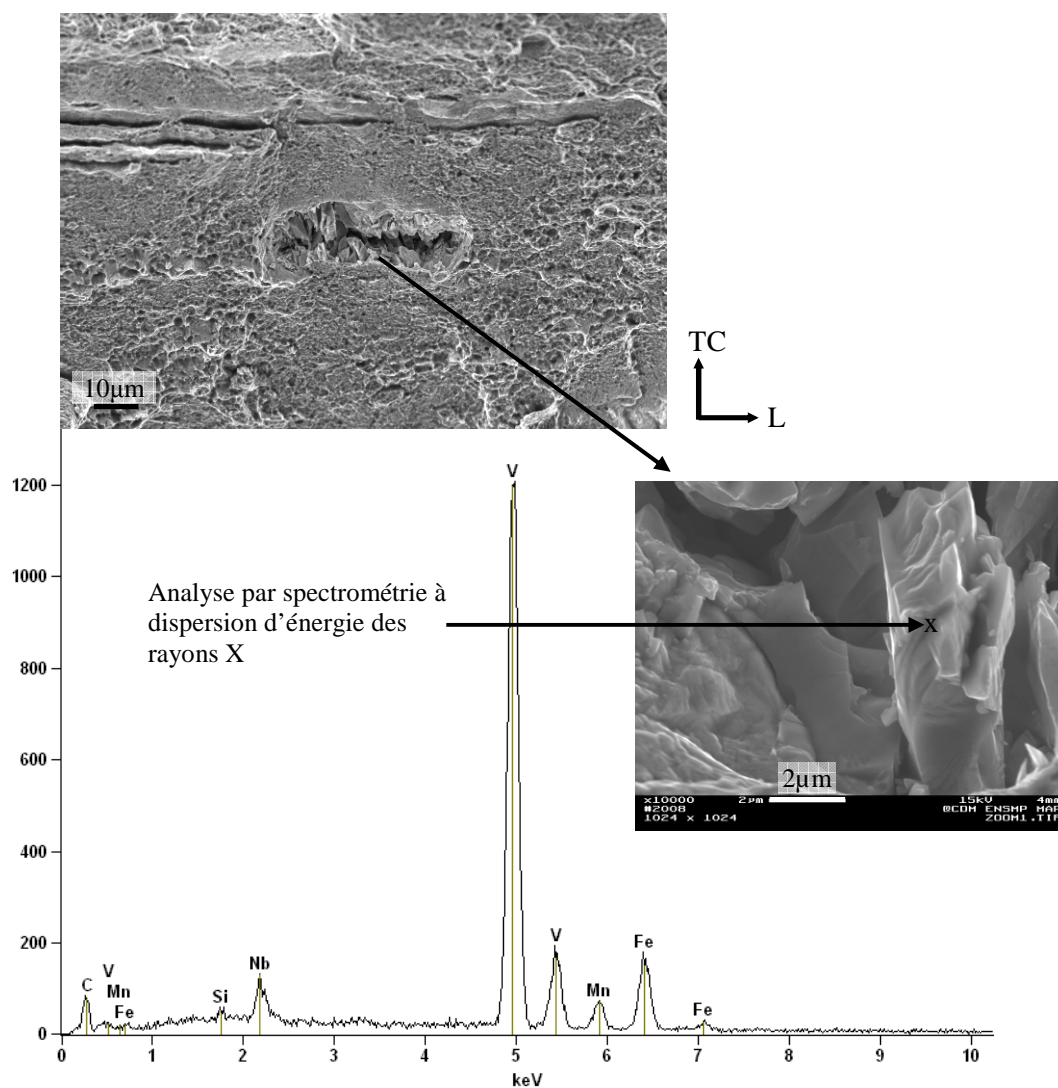


Figure 107 : Observation d'inclusions sur le faciès de rupture d'une éprouvette de traction sollicitée selon le sens travers de la tôle de nuance Fe17Mn1.0C

A très fort grandissement, la Figure 108 montre la présence d'inclusions au fond de cupules secondaires d'environ 40nm de diamètre. Notre hypothèse est qu'il s'agit de carbures de vanadium. La distribution de tailles des précipités de carbure de vanadium dans l'acier Fe22Mn0.6C mesurée par ArcelorMittal [Thèse Dumay] montre en effet que :

- la fréquence maximale est obtenue pour un diamètre d'environ 6nm,
- 3% des précipités ont un diamètre supérieur à 20nm jusqu'à 60nm (Figure 109),
- le diamètre moyen des précipités est d'environ 7nm.

Les inclusions observées dans les cupules feraient donc partie des 3% de carbures de vanadium dont la taille est supérieure à 20nm.

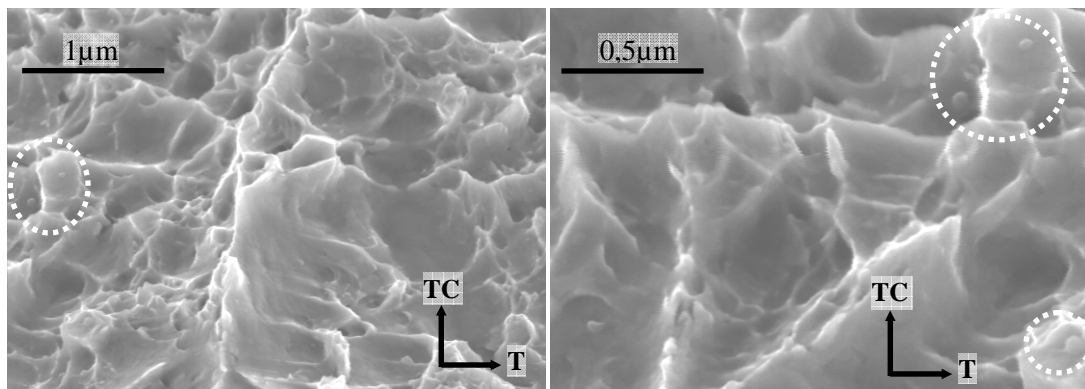


Figure 108: Observation d'inclusions au fond des cupules secondaires sur le faciès de rupture d'une éprouvette

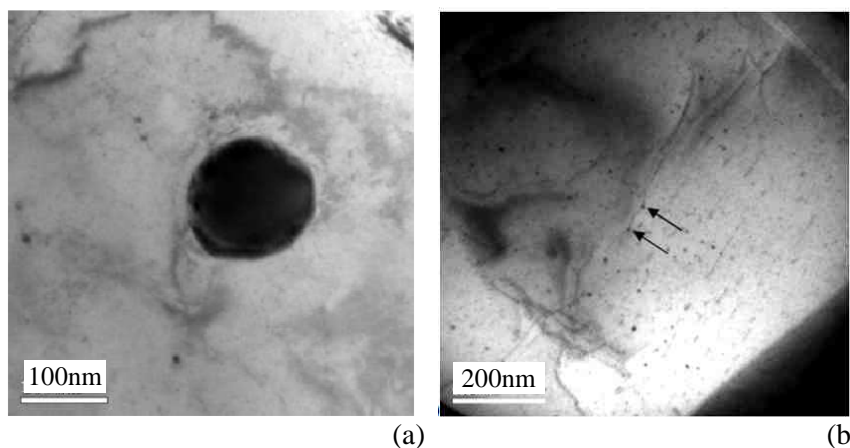


Figure 109 : a) Précipité de carbure de vanadium de grande taille et b) épinglage d'une dislocation par deux précipités. Observation au MET en champ clair multi-onde [Thèse Dumay]

La Figure 110 compare les faciès de rupture d'une éprouvette lisse de traction sollicitée dans le sens long à rupture pour la nuance Fe22Mn0.6C alliée au vanadium et pour une nuance identique sans vanadium de taille de grains comparable. Cette dernière a été étudiée par S.Allain [Thèse Allain] qui met en évidence une rupture ductile avec des cupules fines de taille environ 1µm. Il justifie l'existence d'une deuxième population de cupules de taille plus importante (de l'ordre de 20 µm) par la présence de sulfure de manganèse à partir

desquelles elles s'initient. Dans la nuance étudiée par S.Allain, la teneur en sulfures de manganèse est de l'ordre de 1.5% du volume total du matériau et ces sulfures sont observés sur les faciès de rupture (Figure 110b). Les nuances Fe22Mn0.6C et Fe17Mn1.0C avec vanadium de cette étude ont une teneur en soufre qui est très faible voire proche de zéro. Les sulfures de manganèse dans les nuances étudiées n'ont donc quasiment pas été observées, y compris sur les surfaces de rupture.

La taille des cupules pour la nuance sans vanadium est donc plus importante que dans le cas de la nuance avec vanadium. Cette observation met en évidence l'influence du vanadium sur la taille des cupules. Cependant, si on considère que 100% du vanadium précipite en carbure de vanadium (phase qu'on considèrera stœchiométrique de structure ordonnée de type NaCl) et connaissant le rayon moyen des précipités, nous estimons que la distance moyenne entre précipités de grande taille (3% des précipités) est d'environ 30 μ m. Cette valeur est soumise à une grande incertitude car nous ne connaissons pas le pourcentage exact de vanadium ayant précipité et nous considérons le rayon moyen des précipités. Il s'agit plutôt d'un ordre de grandeur de la distance moyenne entre précipités Il y a un facteur dix d'écart entre cette valeur et la taille des cupules. La finesse des cupules dans le cas de la nuance Fe22Mn0.6C étudiée ici ne peut donc pas être entièrement expliquée par la présence de ces inclusions. Nous rediscuterons de l'influence des précipités sur la taille des cupules en comparant les faciès de rupture d'éprouvettes de traction sollicitées à 20°C et 400°C.

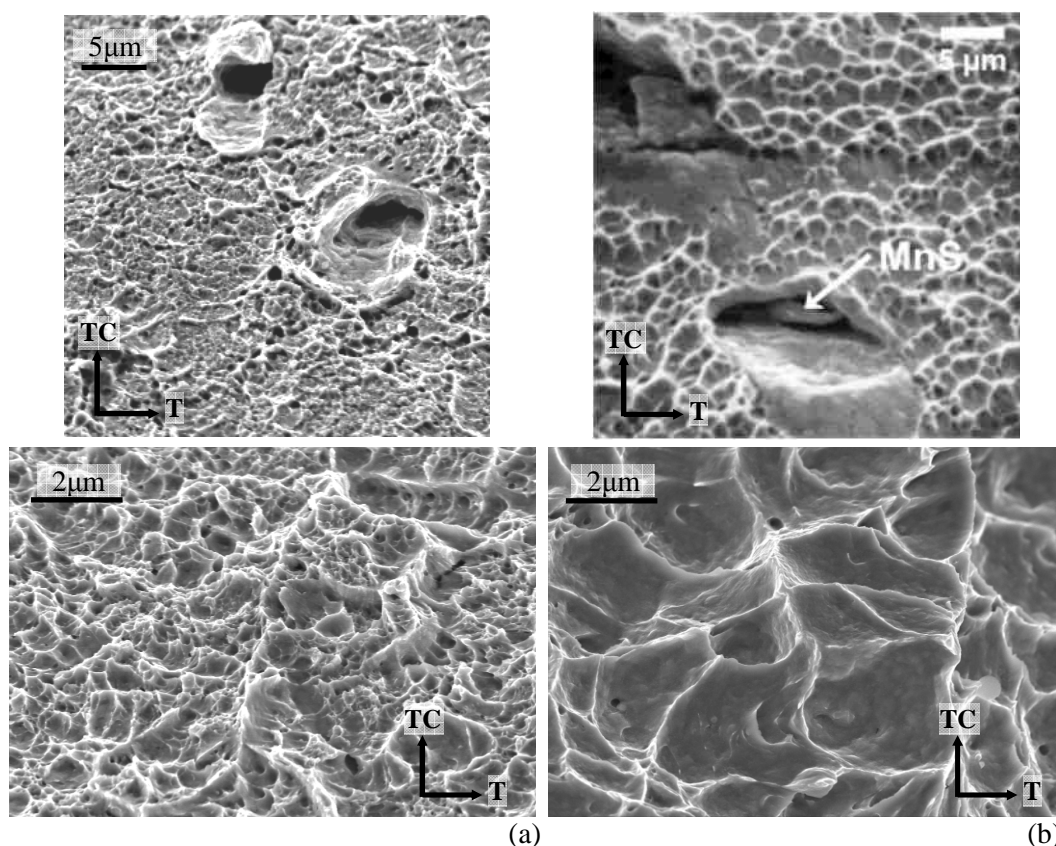


Figure 110 : Faciès de rupture d'une éprouvette lisse de traction de nuance Fe22Mn0.6C a) avec vanadium (taille de grains moyenne 1,7 μ m) et b) sans vanadium (taille de grains 2-3 μ m) [Thèse Allain]

Peu de littérature sur la rupture des aciers TWIP est disponible pour comparer nos observations à celles de l'état de l'art. Bayraktar et al [Bayraktar04] ont étudié le comportement mécanique d'un acier Hadfield en traction pour différentes températures et vitesses de déformation. L'effet de la température sur l'aspect de la rupture est mis en évidence :

- à 20°C, la rupture s'effectue sans striction. Les fractographies révèlent une rupture ductile. De la même façon que S.Allain, ils observent une distribution en taille de cupules bimodales. Les auteurs parlent d'une rupture par coalescence de cavités.
- Entre 200°C et 300°C, un mécanisme de fragilité au bleu apparaît. Une coloration bleue des éprouvettes est observée au début de leur oxydation et la capacité d'écrouissage est plus faible qu'à 20°C. La fragilité au bleu est liée à un mécanisme de vieillissement dynamique à ces températures due à la migration d'atomes de carbone ou d'azote vers les dislocations.
- A 400°C, une striction est observée alors qu'elle est absente aux températures inférieures. Le faciès de rupture est similaire à celui observé à 20°C. Bayraktar et al semblent voir des cupules légèrement plus fines à 400°C qu'à 20°C, mais cette différence n'est pas vraiment visible sur les fractographies présentées dans leur étude.

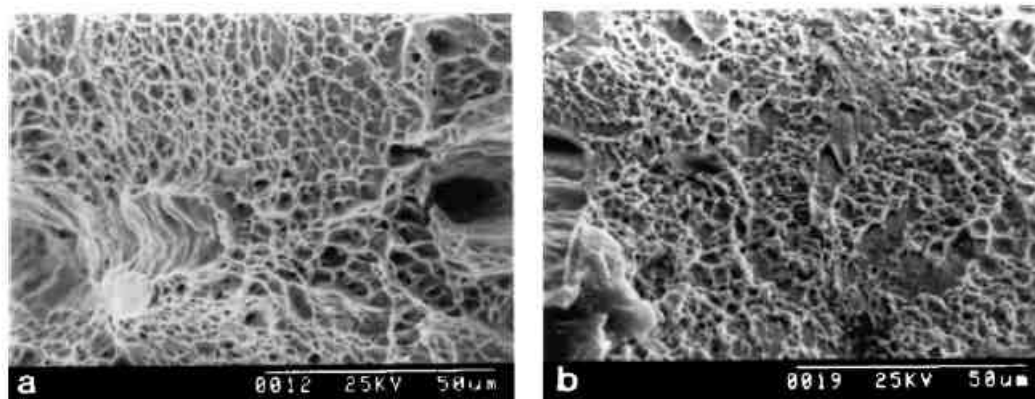


Figure 111 : Faciès de rupture d'éprouvettes en acier Hadfield sollicitées en traction dans le sens long à a) 20°C et b) 400°C [Bayraktar04]

Abbasi et al ([Abbasi09]) ont étudié la rupture en traction de nuances d'acier Hadfield alliées à l'aluminium. L'addition d'aluminium diminue le vieillissement dynamique et augmente l'énergie de défaut d'empilement. A partir d'une certaine teneur en aluminium, le maclage mécanique n'est plus activé car l'énergie de défaut d'empilement est trop élevée : le matériau se déforme alors uniquement par glissement des dislocations. Les fractographies après traction des nuances avec 0.1 et 0.5% d'aluminium, qui présentent du maclage mécanique, montrent une rupture ductile avec des micro et nano cupules entre des cupules primaires de plus grande taille (Figure 56a).

Abbasi et al émettent l'hypothèse que la germination des cupules primaires s'effectue à partir d'inclusions (type sulfure de Manganèse) et de carbures. En revanche, les dipôles Mn-C et le phénomène de vieillissement dynamique seraient à l'origine des nano et micro cupules. Ces auteurs concluent que pour ces nuances avec de faibles teneurs en aluminium, la rupture n'est pas issue de la coalescence de cupules et qu'il n'y a pas de phénomène de fissuration par cisaillement, observée généralement lors de la présence d'une striction.

Le faciès de rupture de la nuance avec 3% d'aluminium est différent (Figure 56b). Pour cette nuance, le maclage est activé de façon tardive car l'addition de 3% d'aluminium a augmenté l'énergie de défaut d'empilement. Abbasi et al observent une fissuration intergranulaire. L'hypothèse avancée est que l'absence de vieillissement dynamique et l'augmentation de la contrainte de cisaillement nécessaire à l'activation du maclage mécanique expliquent ce changement de mode de rupture.

Dans cette étude, peu d'explications sont données pour étayer les hypothèses. Bien que ces auteurs notent une différence sur le faciès de rupture, aucune des courbes de traction ne laisse apparaître d'endommagement et de striction et la rupture intervient au maximum de la contrainte, de façon identique aux nuances étudiées ici.

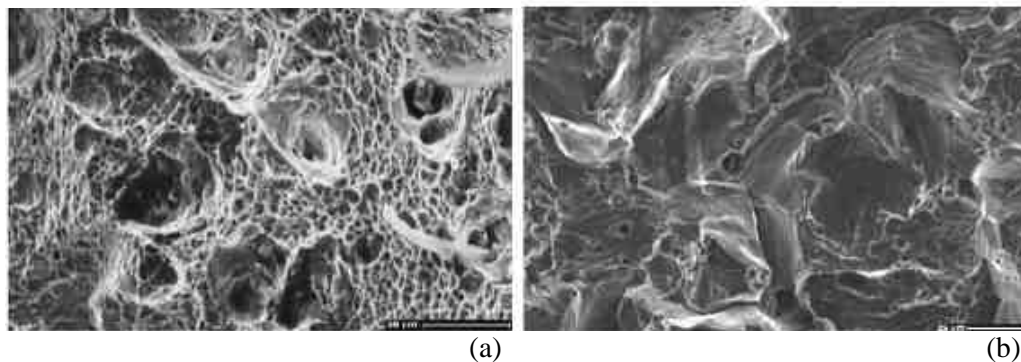


Figure 112 : Faciès de rupture d'éprouvettes de traction en acier Hadfield (a) avec 0.1% d'aluminium et (b) avec 3% d'aluminium [Abbasi09]

1.2 Influence de la triaxialité des contraintes sur le mode de rupture

Dans cette partie, nous présentons les faciès de rupture des éprouvettes de traction entaillées, des éprouvettes de cisaillement rainurée et non rainurée et de l'éprouvette *slant*. Les faciès des différentes éprouvettes seront comparés afin d'identifier l'influence de la triaxialité des contraintes sur la rupture ductile des aciers TWIP de notre étude.

1.2.1 Eprouvettes entaillées de traction

La Figure 113 présente le mode de rupture des éprouvettes entaillées sollicitées en sens long, travers et diagonal de la tôle (avec, par exemple, les éprouvettes de rayon d'entaille 1mm pour la nuance Fe22Mn0.6C sur la Figure 113a et celles de rayon d'entaille $r=2\text{mm}$ pour la nuance Fe17Mn1.0C sur la Figure 113b). Les mêmes tendances sont observées pour tous les rayons d'entaille et pour les deux nuances. Les éprouvettes sollicitées dans les sens long et diagonal montrent le mode de rupture A. Il s'agit d'une rupture avec deux biseaux dans l'épaisseur. L'ensemble des éprouvettes sollicitées dans le sens travers présente le mode de rupture B, avec une rupture en un seul biseau dans l'épaisseur. Ce mode de rupture est caractéristique des éprouvettes prélevées dans le sens travers puisqu'il apparaît quelles que soient la géométrie d'entaille et la nuance testée. De la même façon qu'en traction uniaxiale, le faciès de rupture observé au microscope électronique à balayage est caractéristique d'une rupture ductile.

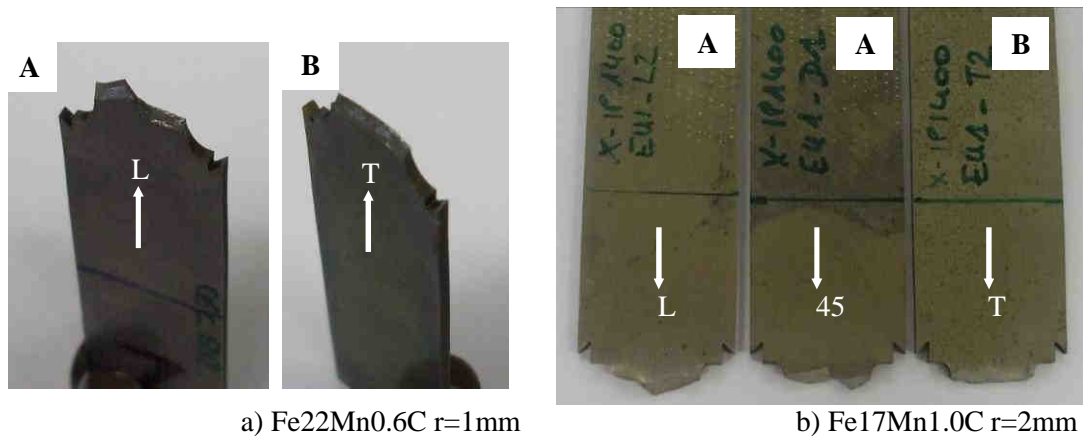


Figure 113 : Eprouvettes entaillées rompues en traction dans différentes directions de la tôle

Une image de l'amorçage de la rupture a pu être capturée par le dispositif de mesure optique (Figure 114). Il s'agit de l'unique image que nous avons pu obtenir car la rupture s'effectue de manière brutale. Elle montre que celle-ci s'initie à partir des entailles, les fissures se propageant jusqu'au centre de l'éprouvette. Le mode de rupture A, caractérisé par deux biseaux distincts, va dans le sens de cette hypothèse. Pour les autres essais, nous n'avons pas d'image qui permettrait de vérifier que la rupture s'initie bien depuis les entailles et non au centre de l'éprouvette.

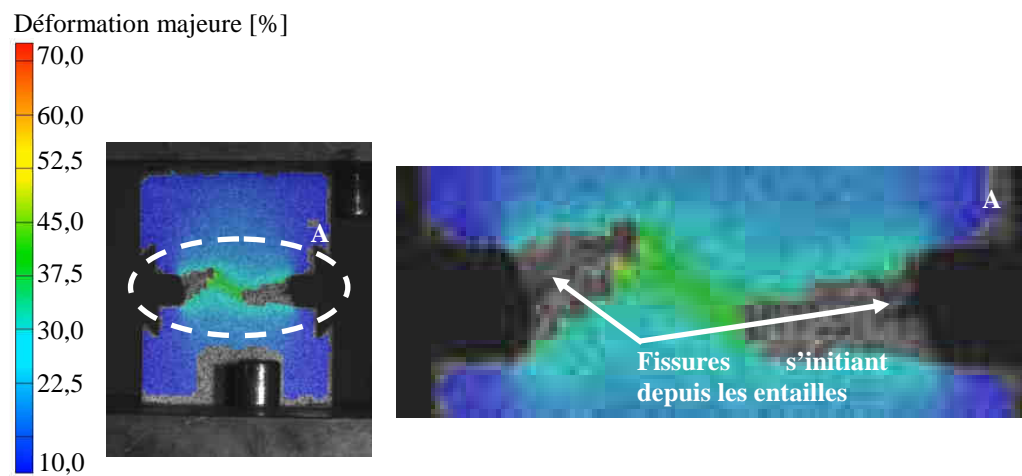


Figure 114 : Image obtenue par le dispositif de mesure optique montrant deux fissures se propageant depuis les entailles vers le centre de l'éprouvette (Fe22Mn0.6C ; $r=0,5\text{mm}$; sens long)

L'amincissement des éprouvettes entaillées a été mesuré à partir des surfaces de rupture observées au microscope électronique à balayage, de la même façon que pour les éprouvettes de traction lisses. Comme la rupture semble s'initier depuis les entailles, des mesures près des entailles (exemple Figure 115) et le long du ligament ont été effectuées de manière distincte. La Figure 116a présente les déformations vraies à rupture, dans l'épaisseur de la tôle, en bord d'entaille (deux éprouvettes donc 4 mesures par rayon d'entaille). La dispersion des valeurs est inférieure à 0,1 point. La déformation à la rupture ne semble pas influencée par la géométrie de l'éprouvette. En moyenne la déformation vraie

dans l'épaisseur est de -0,45 près des entailles. La Figure 116b compare la moyenne des déformations mesurées respectivement le long du ligament et près des entailles. De la même façon que pour la Figure 116a, aucune tendance n'est dégagée quant à l'influence de la triaxialité sur l'amincissement à rupture. La déformation près des entailles est légèrement supérieure en valeur absolue à celle mesurée en moyenne sur le ligament ce qui conforte notre hypothèse selon laquelle la rupture s'initie depuis les entailles.

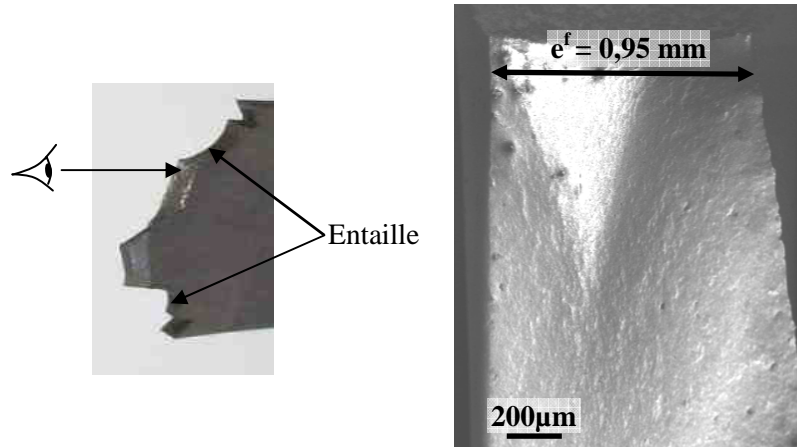


Figure 115 : Mesure de l'amincissement près d'une entaille de rayon initial $r=0,5\text{mm}$ à partir de la surface de rupture observé au microscope électronique à balayage

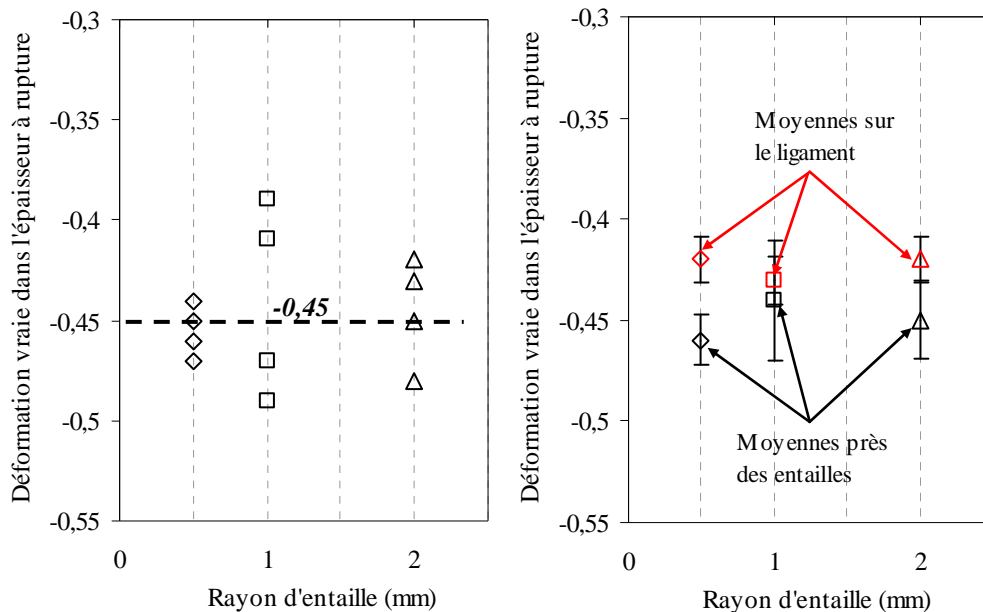


Figure 116 : Variation de la déformation vraie à rupture dans l'épaisseur avec le rayon d'entaille initial : a) mesures près des entailles et b) moyennes des mesures près des entailles et sur le ligament (Fe22Mn0.6C)

La Figure 117 montre différentes zones du faciès de rupture d'une éprouvette entaillée ($r=2$) sollicitée en traction dans le sens long pour la nuance Fe22Mn0.6C : les Figure 117-1a et Figure 117-3a présentent le faciès de rupture à faible grossissement proche des entailles (zones repérée 1 et 2 sur la photo macroscopique sur la Figure 117) alors que la Figure 117-2a est le faciès de rupture au centre de l'éprouvette.

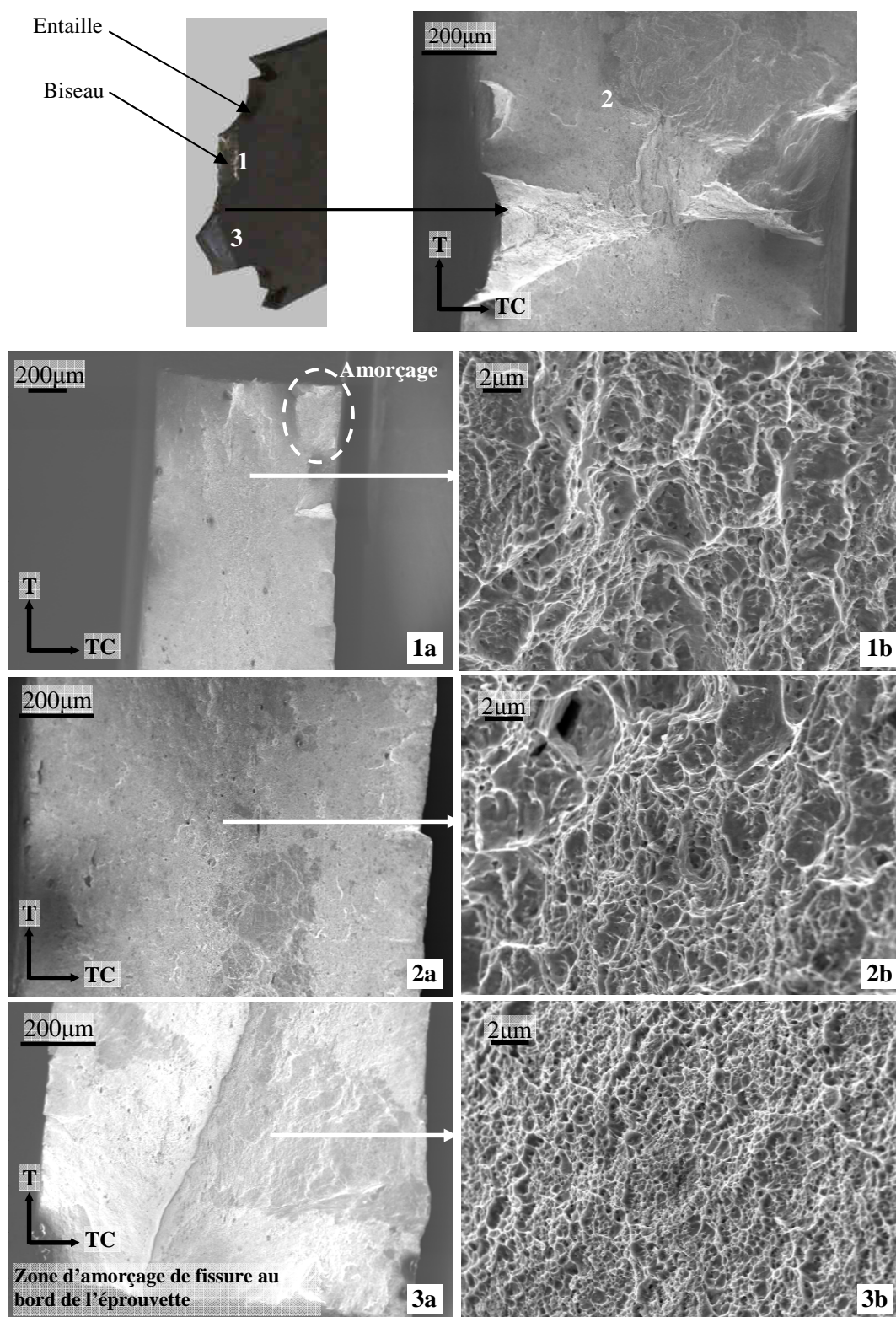


Figure 117 : Fractographies dans différentes zones du faciès de rupture d'une éprouvette entaillée ($r=2$) sollicitée en sens long sur la nuance Fe22Mn0.6C. Les zones numérotées 1, 2 et 3 sont repérées sur la photo macroscopique.

Près des entailles, des zones d'amorçage de fissures sont observées (surtout sur la Figure 117-3a). Dans ces zones, les cupules apparaissent très fines et de taille homogène (Figure 117-3b) alors qu'ailleurs, la distribution en taille des cupules est très hétérogène. Les Figure 117-1b et 2b présentent en effet des cupules de taille très différentes. La Figure 118 détaille cette caractéristique pour des éprouvettes de rayon d'entaille 2mm et 0.5mm sur la nuance Fe22Mn0.6C. Les cupules plus grosses sont issues soit d'une coalescence très précoce, soit d'une germination et croissance initiée avant les autres cupules du fait de la triaxialité élevée. Cette caractéristique de la surface de rupture est d'ailleurs très présente pour un rayon d'entaille de $r = 0.5\text{mm}$, c'est-à-dire pour l'éprouvette induisant la triaxialité la plus élevée.

Il faut noter que le caractère anisotrope du faciès de rupture, déjà observé sur les éprouvettes lisses post-mortem, est toujours présent pour les éprouvettes entaillées, quels que soient la nuance testée ou le rayon d'entaille (Figure 119).

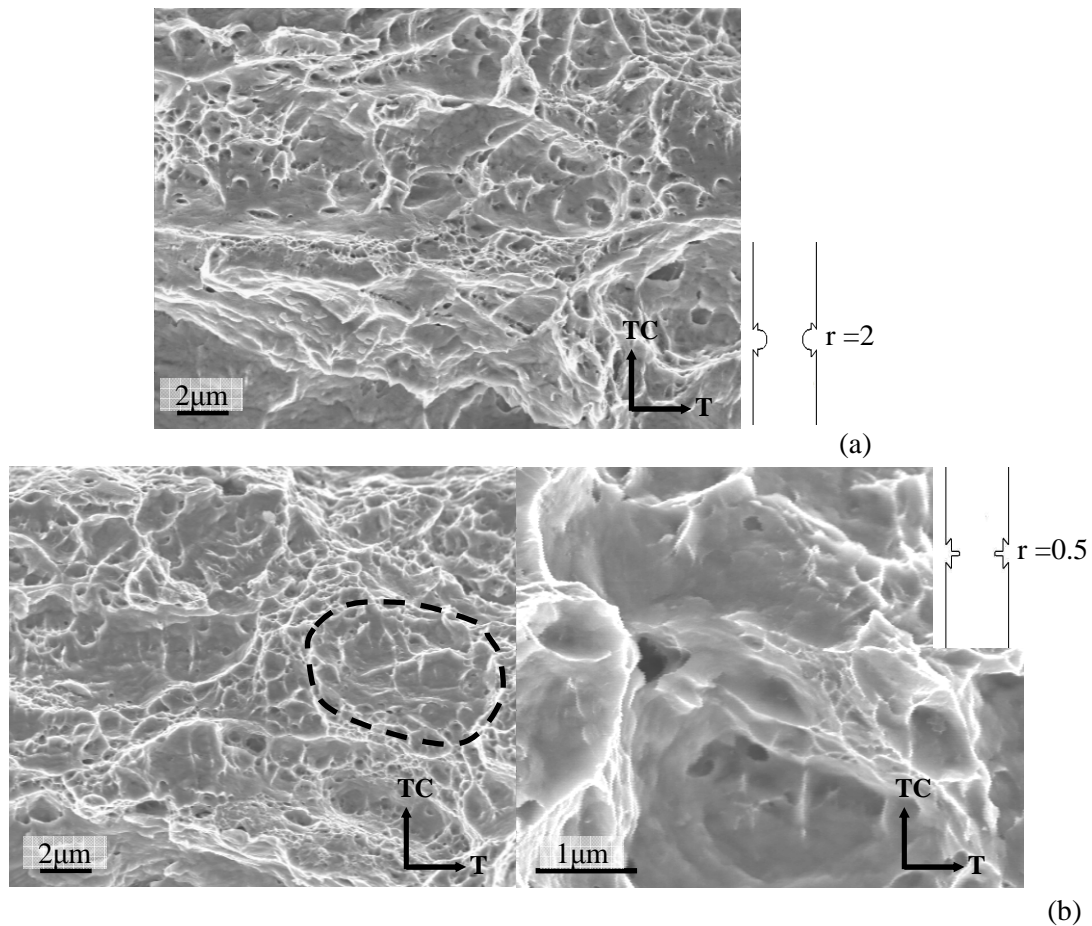


Figure 118 : Faciès de rupture d'éprouvettes de traction entaillées de rayon initial a) 2mm et b) 0,5mm pour la nuance Fe22Mn0.6C en sens long

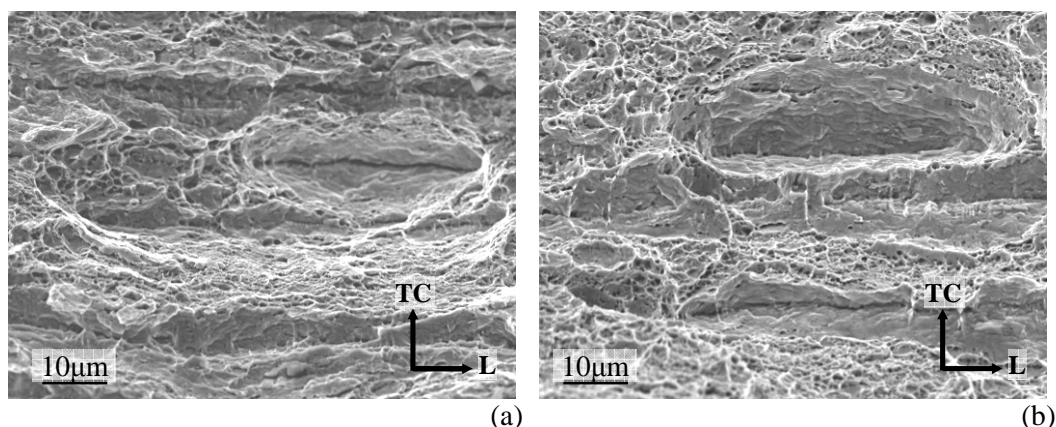


Figure 119 : Faciès de rupture d'éprouvettes de traction entaillées de rayon initial a) 0,5mm et b) 2mm pour la nuance Fe22Mn0.6C en sens travers

1.2.2 Epreuves de cisaillement

La Figure 120 présente le mode de rupture des éprouvettes rainurées pour les deux nuances. La rupture intervient brutalement, de façon nette dans la zone rainurée où la tôle est amincie (Figure 120a). La Figure 120b montre que le mode de rupture est similaire quels que soient la nuance testée et le sens de sollicitation. La rupture s'amorce au centre de l'éprouvette comme semble l'indiquer la Figure 121.

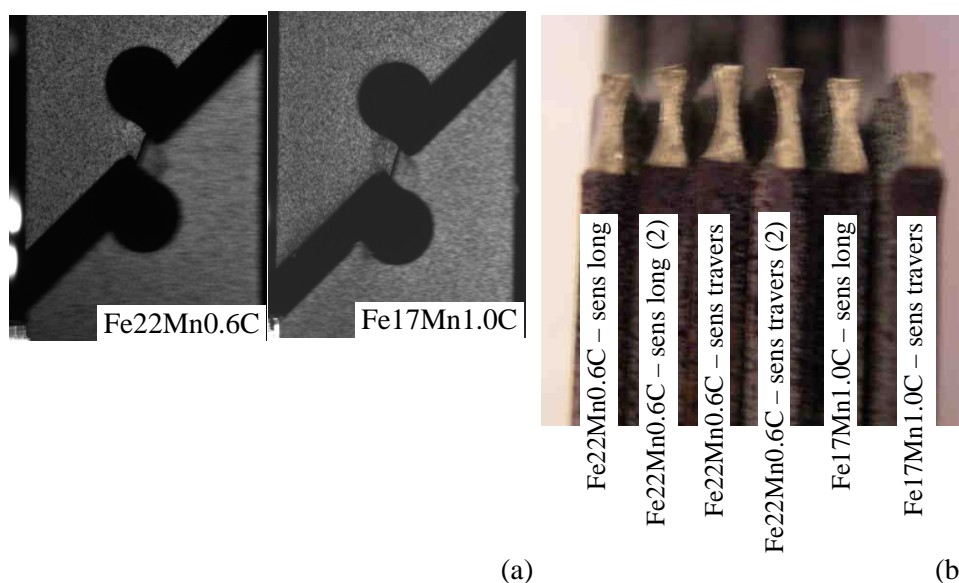


Figure 120 : Mode de rupture des éprouvettes de cisaillement rainurées. Images a) dans le plan de la tôle et b) dans le plan de la rupture

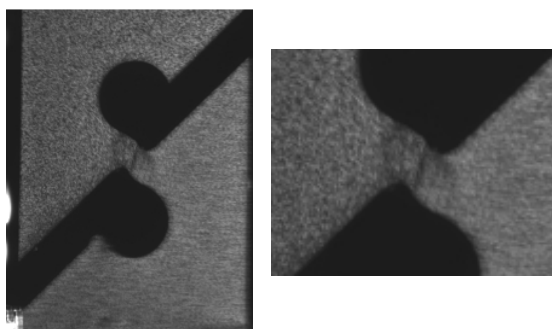


Figure 121 : Image de l'amorçage de la rupture au centre de l'éprouvette de cisaillement rainurée (Fe17Mn1.0C ; sens long)

Le faciès de rupture a été observé dans la zone la plus amincie de l'éprouvette (Figure 122). Malgré quelques zones présentant un faciès maté (Figure 122c), les cupules sont nettement observables et sont légèrement étirées dans la direction de sollicitation (qui est environ horizontale sur la Figure 122). Nous estimons la taille des cupules d'environ 0,1 à 0,5 μm . Le faciès de rupture présente quelques cupules qui ressemblent aux cupules primaires orientées dans le sens long de la tôle observées précédemment sur les éprouvettes de traction lisses (Figure 123a). Elles sont toutefois moins marquées que sur les éprouvettes de traction lisses. Les cupules semblent légèrement plus ouvertes que celles observées sur les faciès de rupture des éprouvettes de traction. C'est pourquoi la présence d'inclusions dans les cupules secondaires est plus nettement mise en évidence (Figure 122d et Figure 123b). Les observations sont similaires pour le faciès de rupture d'une éprouvette de cisaillement rainurée de nuance Fe17Mn0.6C (Figure 124).

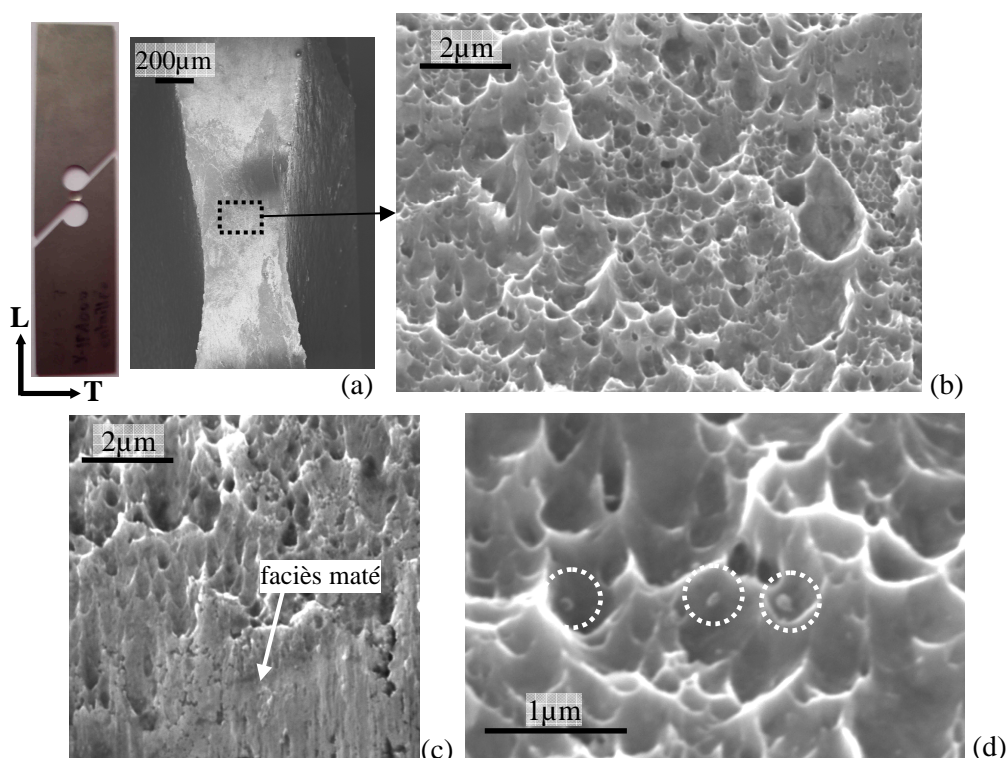


Figure 122 : Faciès de rupture d'une éprouvette de cisaillement rainurée sollicitée en sens long (Fe22Mn0.6C)

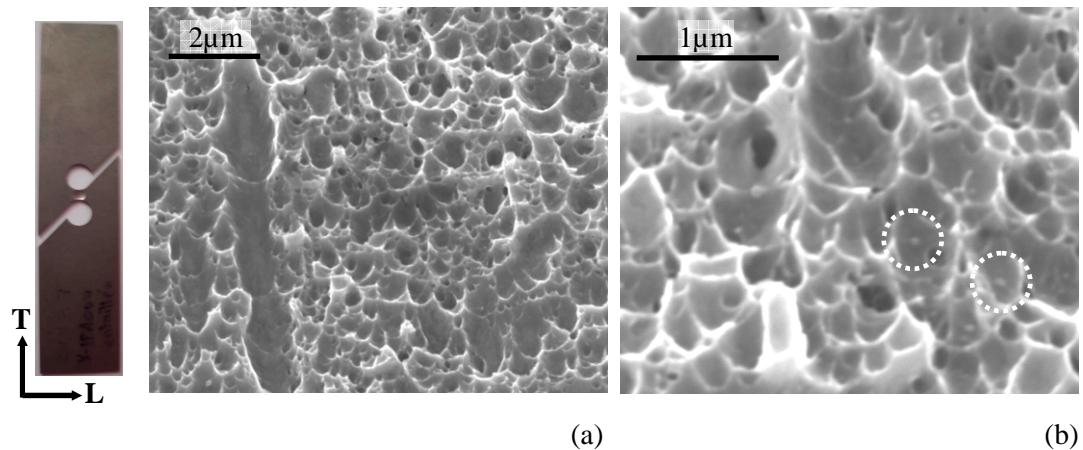


Figure 123 : Faciès de rupture d'une éprouvette de cisaillement rainurée sollicitée en sens travers (Fe22Mn0.6C)

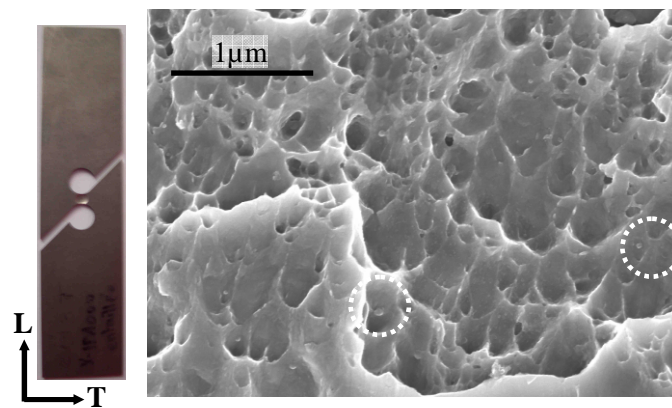


Figure 124 : Faciès de rupture d'une éprouvette de cisaillement rainurée sollicitée en sens long de nuance Fe17Mn1.0C

La Figure 125 présente le faciès de rupture de l'éprouvette de cisaillement non rainurée sollicitée parallèlement au sens long (Figure 125a) et au le sens travers (Figure 125b). Les faciès de rupture présentent un caractère très « accidenté » : dans certaines zones, le faciès est maté tandis que dans d'autres les cupules sont mieux observables et de tailles hétérogènes. Pour les faciès de rupture des éprouvettes sollicitées dans le sens long comme dans le sens travers, nous observons des cupules très allongées qui sont visibles au niveau macroscopique, même à un grandissement faible au microscope électronique (échelle 100 μm). D'après l'étude des faciès de rupture des éprouvettes de traction, celles-ci sont alignées dans le sens long. Ici, nous ne pouvons pas vérifier leur alignement par rapport aux directions de la tôle car la zone sollicitée a été fortement déformée. Ces cupules sont localisées dans certaines zones mais de façon aléatoire le long du faciès. Ces disparités de forme et taille des cupules traduit la complexité du chargement.

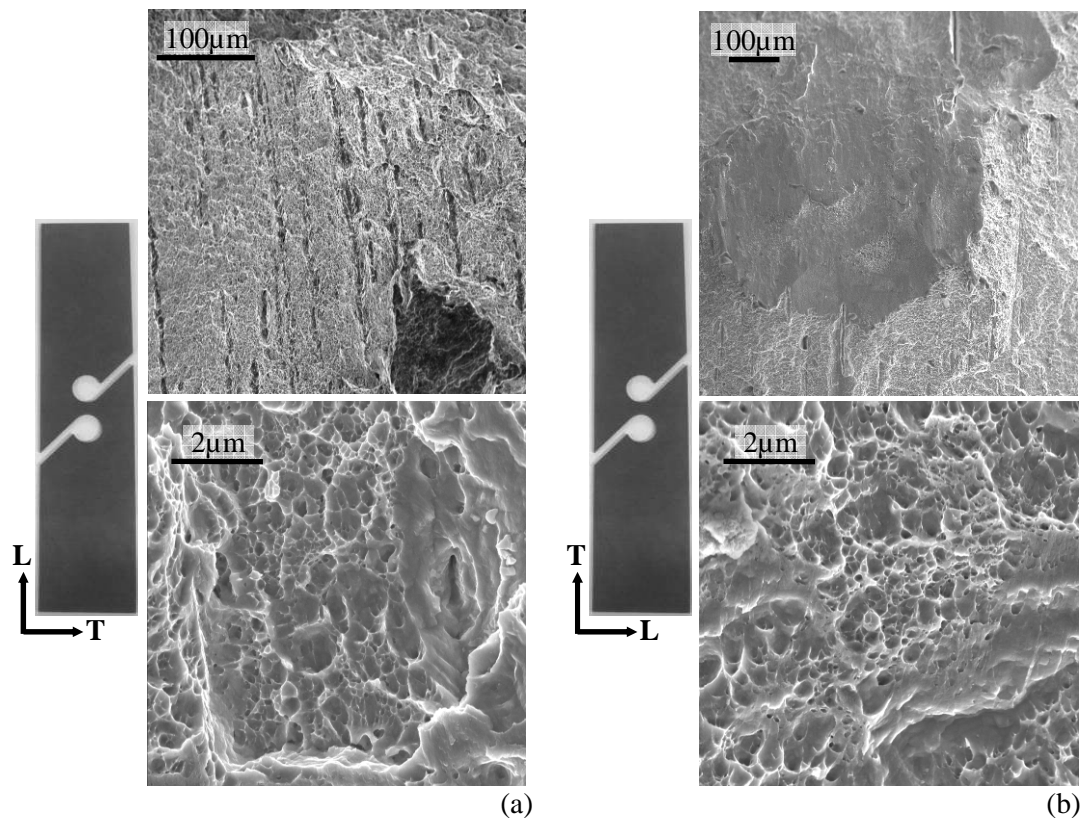


Figure 125 : Faciès de rupture d'une éprouvette de cisaillement non rainurée sollicitée a) en sens long et b) en sens travers

1.2.3 Eprouvette slant

La Figure 126 présente le profil dans le plan de l'épaisseur de la tôle et le faciès de rupture d'éprouvettes *slant* sollicitées en sens travers respectivement de nuance Fe22Mn0.6C et Fe17Mn1.0C. Ces observations montrent que la rupture intervient bien entre les deux entailles. Ces dernières sont très déformées et il est difficile de vérifier si la rupture s'initie en pointe du rayon (au fond de l'entaille) ou dans une autre zone du rayon. L'observation des faciès de rupture à faible grandissement met en évidence que la déformation des entailles n'est pas toujours parfaitement symétrique. Ainsi, sur la Figure 126a, on observe une zone située au bord de l'une des entailles où la croissance des cupules est plus importante. Cette même zone a été observée à un grandissement plus important (Figure 127b) et est caractérisée par un alignement de petites cupules à l'intérieur des cupules primaires. Au centre de la zone entaillée, la taille des cupules est plus homogène et de taille comparable à celle observée sur les faciès de rupture des autres éprouvettes (Figure 127a, cupules secondaires de taille inférieure au micron).

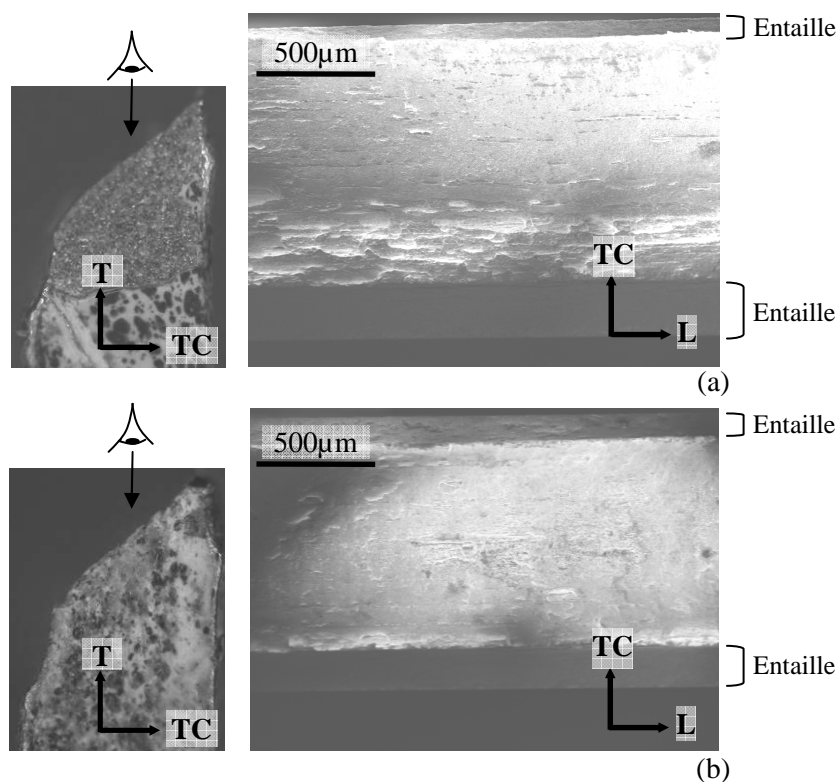


Figure 126 : Profil et faciès de rupture à faible grandissement d'éprouvette *slant* sollicitée dans le sens travers pour la nuance a) Fe22Mn0.6C et b) Fe17Mn1.0C

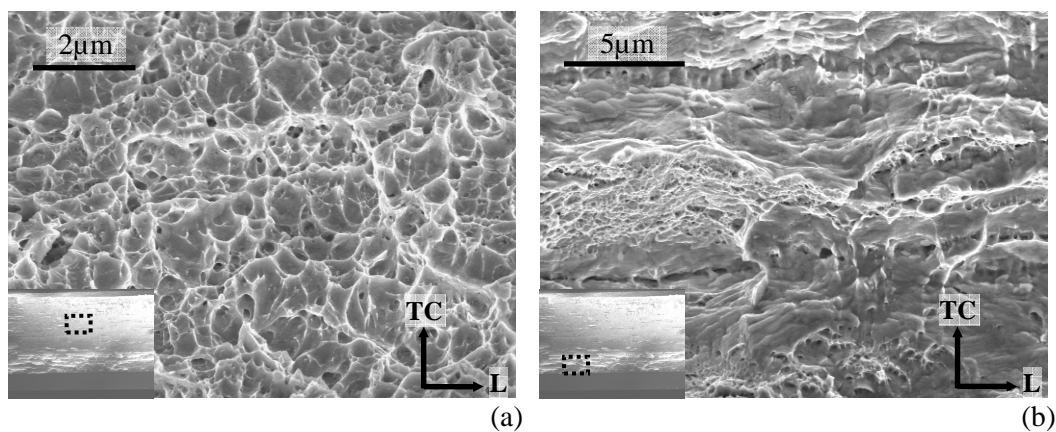


Figure 127 : Faciès de rupture d'une éprouvette *slant* de nuance Fe22Mn0.6C sollicitée en sens long

1.2.4 Conclusion sur l'étude des faciès de rupture

La Figure 128 compare le faciès de rupture de chaque éprouvette au même grandissement (choix d'une image représentative de la taille moyenne des cupules pour chaque éprouvette). Le même type de faciès de rupture est observé quel que soit le type de sollicitation considéré. Il semble être indépendant du type d'essai mécanique, en particulier il y a peu d'effet apparent de la triaxialité des contraintes. La rupture présente un caractère ductile et deux populations de cupules sont mises en évidence :

- les grosses cupules, ou cupules primaires, qui sont des cylindres d'axe parallèle au sens de laminage. Leur taille varie de $5\mu\text{m}$ à $20\mu\text{m}$. Aucune inclusion ou seconde phase n'a été observée dans ces grosses cupules. On observe plutôt un alignement de cupules très fines dont la taille est inférieure au micron.
- de petites cupules, ou cupules secondaires, de taille inférieure à $1\mu\text{m}$. Des inclusions que nous supposons être des carbures de vanadium ont été observées au fond de ces cupules. L'influence des carbures de vanadium sur la taille des cupules est montrée mais elle ne permet pas d'expliquer complètement la présence de cupules si petites.

La taille des cupules secondaires nous donne une idée de l'échelle à laquelle l'endommagement doit être recherché. Pour le matériau TWIP, cette taille est inférieure au micron et semble peu accessible. Les cupules « primaires » alignées dans le sens long sont elles de taille plus importante et on s'attend à être capable de les observer par métallographie.

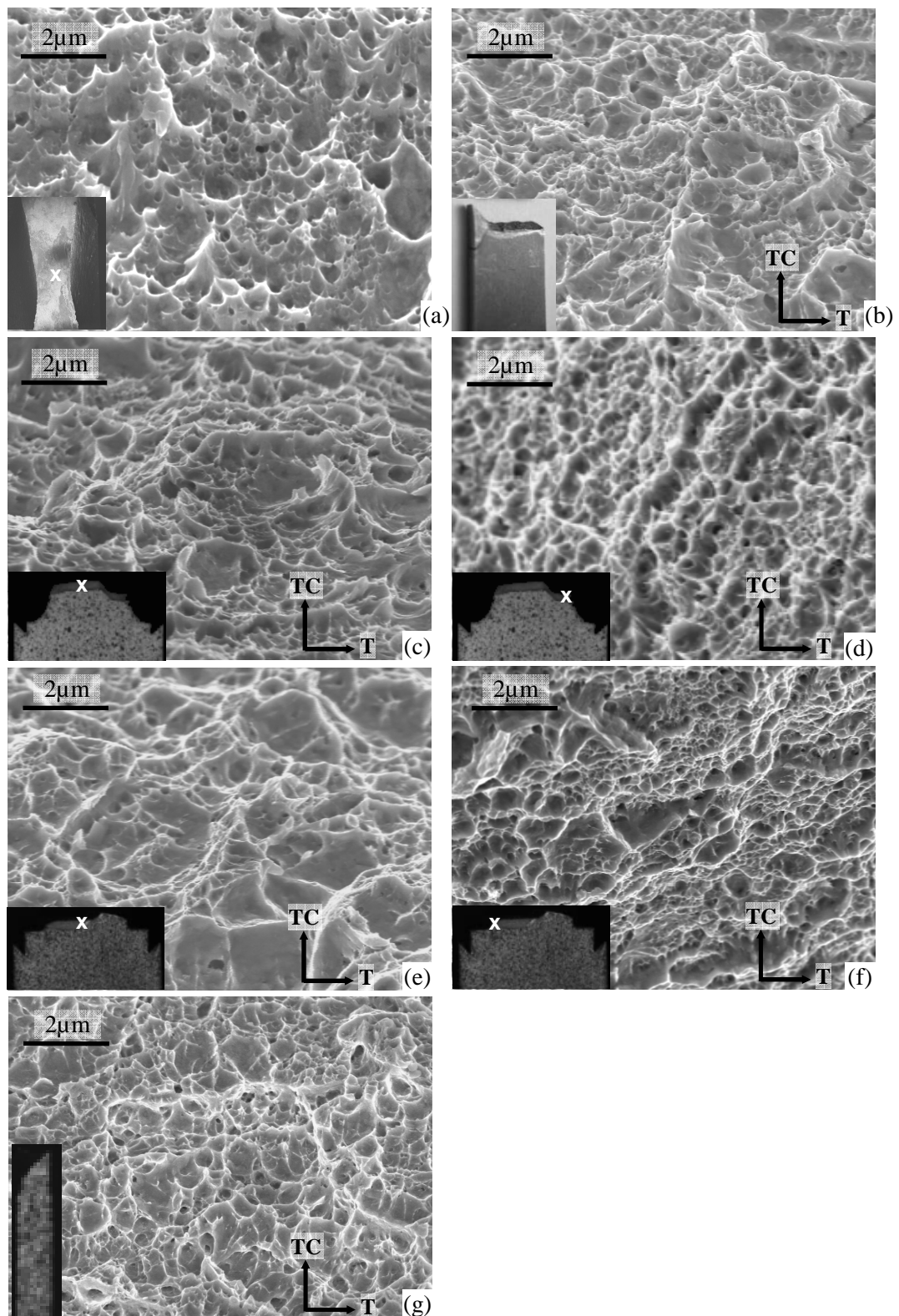


Figure 128 : Faciès de rupture caractéristique pour l'éprouvette a) rainurée de cisaillement, b) lisse de traction, c) et d) entaillée de traction de rayon initial 2mm, e) et f) entaillée de traction de rayon initial 0,5mm (respectivement en pointe d'entaille et au centre de l'éprouvette), g) *slant*

2 Influence du maclage sur le mode de rupture

L'activation du maclage mécanique dépend de l'état de contraintes et de l'énergie de défaut d'empilement qui dépend elle-même de la composition et de la température. A partir de 200°C, le maclage mécanique n'est plus activé et le glissement des dislocations est alors l'unique mode de déformation [Thèse Allain]. L'objectif est donc de réaliser des essais de traction à différentes températures (400°C et 600°C) pour sortir du domaine d'activation du maclage et observer les faciès de rupture par rapport à ceux obtenus à température ambiante. Cette étude a été réalisée sur la nuance Fe22Mn0.6C. De la même façon, le mécanisme de vieillissement dynamique est présent dans un domaine précis Température-Vitesse de déformation. Les essais de traction à différentes températures ont donc également été réalisés à différentes vitesses de sollicitation.

Dans cette partie, nous présentons tout d'abord les courbes nominales de traction des essais réalisés à 400°C et 600°C et à différentes vitesses de déformation. Nous montrons ensuite l'influence de la température et de la vitesse de déformation sur les faciès de rupture.

1.1 Essais de traction à différentes températures et à différentes vitesses de déformation

La Figure 129 présente les caractéristiques mécaniques en traction à $4.10^{-4}s^{-1}$ de la nuance Fe22Mn0.6C à différentes températures. Ces essais ont été réalisés en sens long et en sens travers de la tôle. La même anisotropie en contraintes est mesurée à 400°C et 20°C.

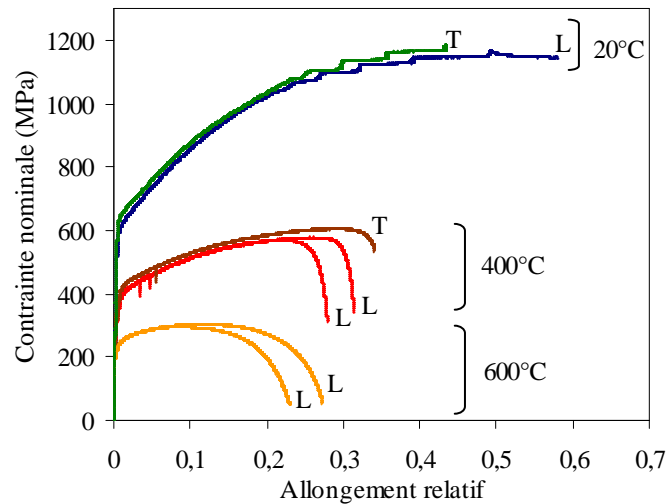


Figure 129 : Contrainte nominale – allongement relatif en traction quasi-statique ($\dot{\epsilon} = 4.10^{-4}s^{-1}$) à différentes températures pour la nuance Fe22Mn0.6C

A 400°C et 600°C, les propriétés mécaniques en termes de contrainte chutent par rapport à celles mesurées à 20°C. La ductilité calculée à partir de la déformation longitudinale $e_{11} = \frac{\Delta l}{l_0}$ est plus faible à 400°C et 600°C qu'à 20°C. Cependant la réduction

de section $Z = \frac{S_0 - S_u}{S_0}$, mesurée sur l'éprouvette post-mortem, est plus élevée aux hautes températures qu'à température ambiante : $Z_{20} = 39\%$ $Z_{400} = 52\%$.

Les essais de traction à 400°C ont été réalisés à plusieurs vitesses de déformation. A 400°C, une zone de sensibilité négative à la vitesse est mesurée entre 1.10^{-5}s^{-1} et 4.10^{-4}s^{-1} , notamment pour les faibles déformations (Figure 130). Au dessus de 8.10^{-5}s^{-1} , la sensibilité à la vitesse devient positive. La zone de sensibilité négative à la vitesse est donc décalée vers les vitesses plus faibles quand la température augmente de 20°C à 400°C. Ceci est un résultat caractéristique des phénomènes de vieillissement dynamique.

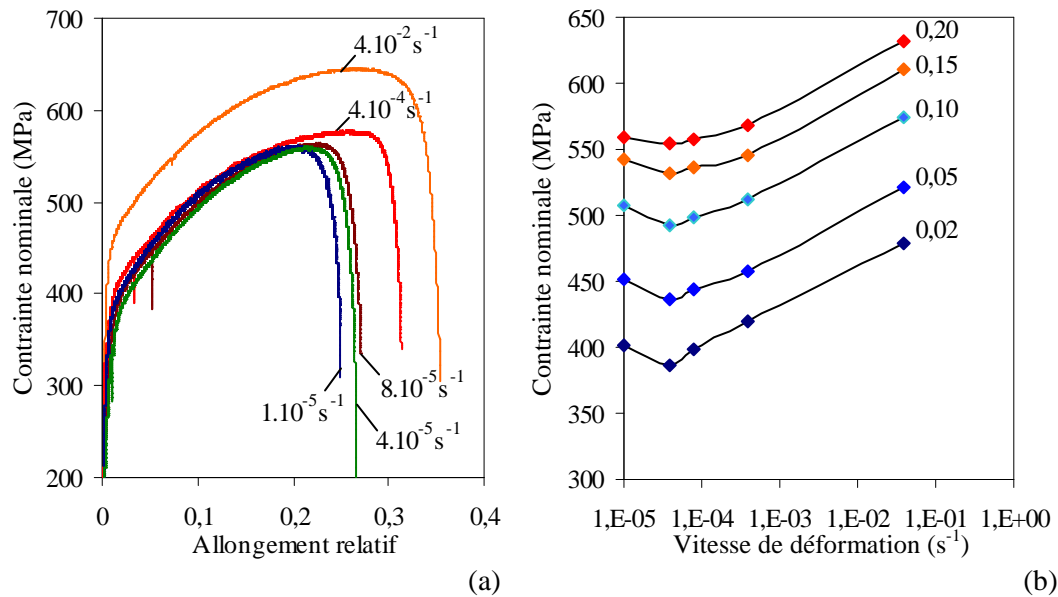


Figure 130 : Essais de traction quasi-statique à 400°C à différentes vitesses de déformation (a) Contrainte nominale – allongement relatif, (b) Contrainte nominale – vitesse de déformation pour différents niveaux de déformation

1.2 Mode et mécanisme de rupture

2.1.1 Effet de la température d'essai

Les éprouvettes sollicitées en traction à 400°C présentent une rupture en biseau dans l'épaisseur. Cependant, la striction dans le sens de la largeur est nettement observable à 400°C par rapport aux éprouvettes testées à 20°C (Figure 131). A 400°C, la striction est également bien visible sur les fractographies à faible grandissement présentées sur la Figure 132. On peut donc dire qu'à 400°C l'acier TWIP présente une rupture en mode mixte : entre le mode *slant* et le mode *cup-cone*.

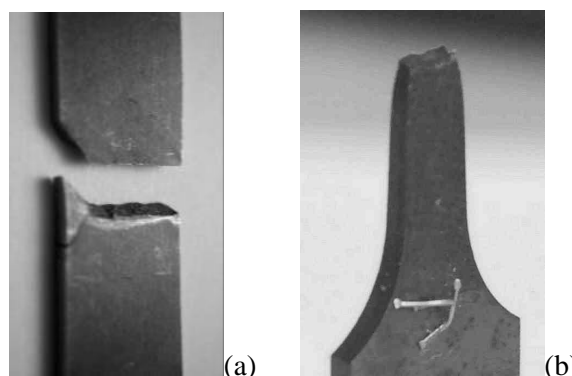


Figure 131 : Profils de rupture observés lors des essais de traction à (a) 20°C et (b) 400°C sur la nuance Fe22Mn0.6C

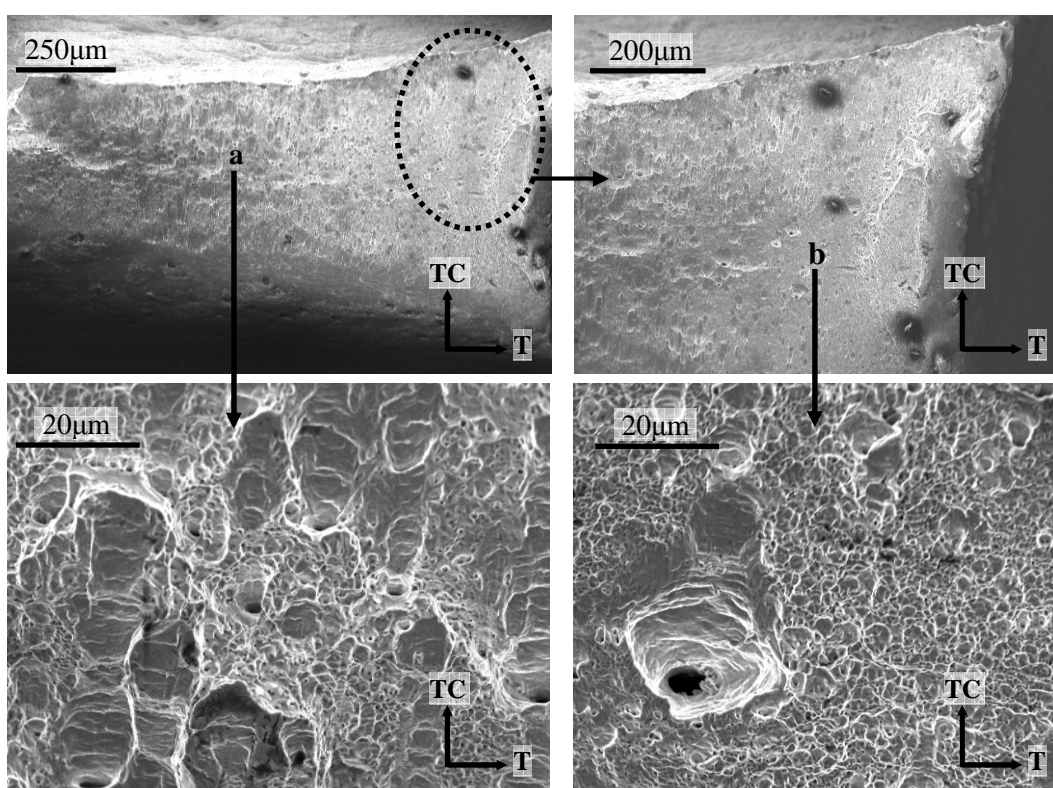


Figure 132 : Faciès de rupture d'une éprouvette sollicitée en traction dans le sens long à 400°C ($\dot{\epsilon}=4.10^{-4}s^{-1}$)

Au centre de la surface de rupture d'une éprouvette sollicitée en traction à 400°C (Repère a sur la Figure 132), on observe des cupules de taille 5 à 10μm en forme de « fer à cheval ». Au bord de la surface de rupture, ces cupules sont toujours présentes mais moins nombreuses (Repère b sur la Figure 132). Ces cupules rappellent les cupules primaires observées sur les faciès de rupture d'éprouvettes de traction sollicitées à 20°C. Cette hypothèse est confirmée avec l'observation du faciès de rupture d'une éprouvette sollicitée dans le sens travers à 400°C (Figure 133). Les cupules sont alors allongées dans le sens long, comme celles présentes sur les surfaces de rupture à 20°C. On observe très clairement l'alignement de fines cupules qui semblent avoir coalescé pour former ces « cigares » allongés dans le sens long. Par rapport au faciès de rupture à 20°C, on constate que les

cupules primaires sont plus ouvertes et que la phase de croissance a été plus importante dans le cas des éprouvettes sollicitées à 400°C. Cette observation est cohérente avec les courbes de traction à chaud qui présentent une phase de striction et d'endommagement (la charge diminue avant la rupture) alors que cette phase n'existe pas à 20°C.

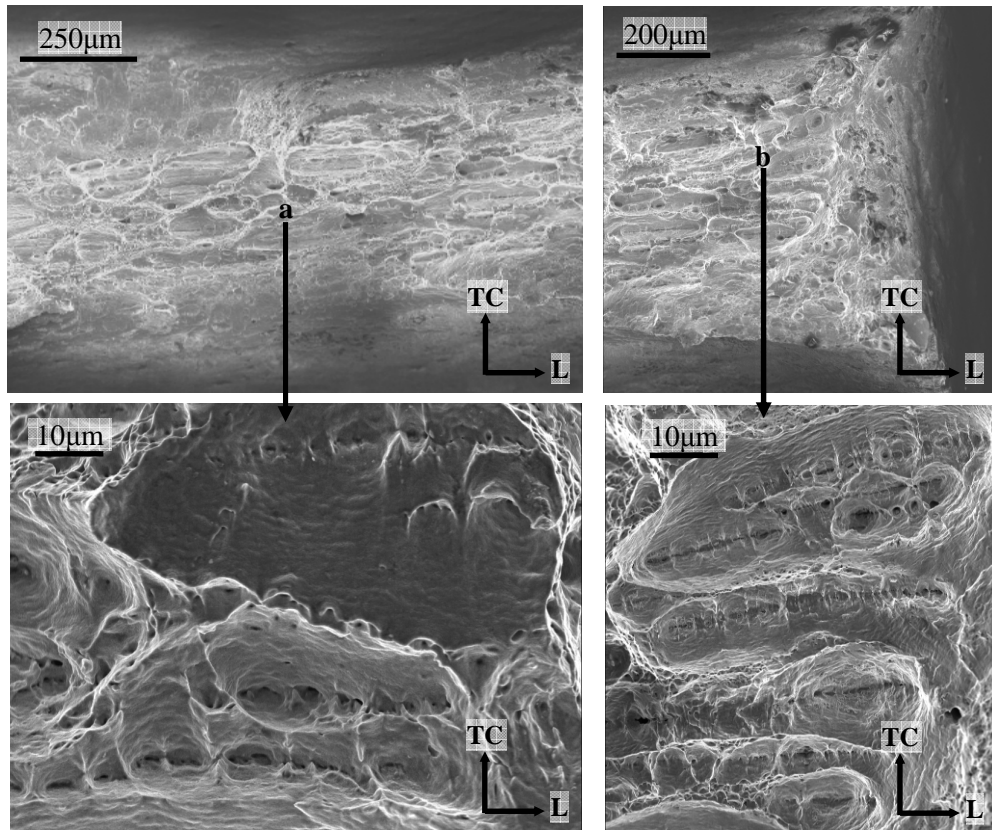


Figure 133 : Faciès de rupture d'une éprouvette de traction en sens travers sollicitée à 400°C

La Figure 134 compare la taille des cupules secondaires pour deux éprouvettes sollicitées à 20°C et 400°C. Les fractographies ont été effectuées au même grandissement dans les zones où les cupules sont de taille homogène. La taille des cupules à 400°C est supérieure à 1µm et est donc plus importante que la taille des cupules à 20°C. La Figure 135 montre que des inclusions sont observées au fond des cupules sur les faciès de rupture des éprouvettes rompues à 400°C. On peut supposer qu'il s'agit de carbures de vanadium comme dans le cadre de notre hypothèse sur les inclusions observées à 20°C.

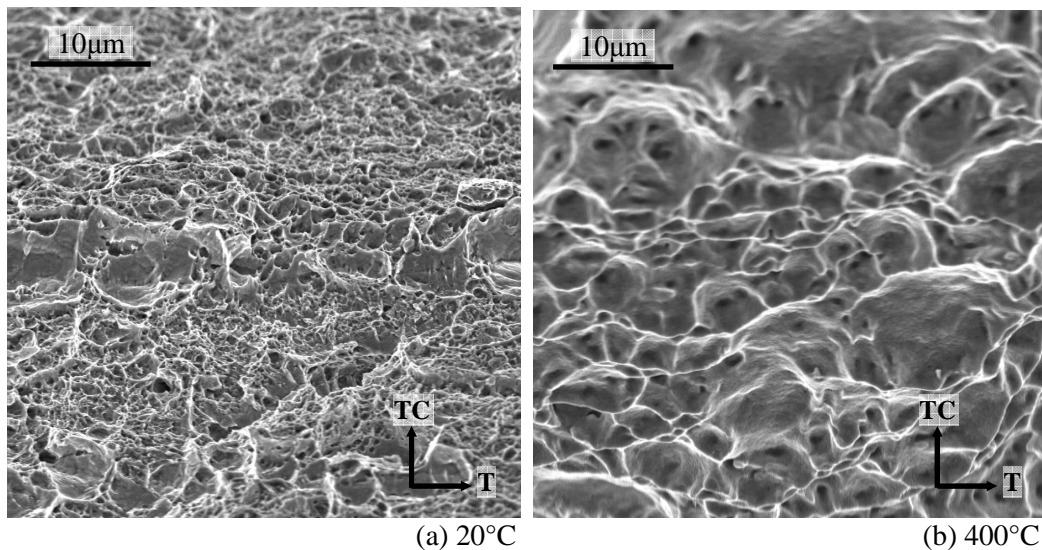


Figure 134 : Faciès de rupture d'éprouvettes sollicitées en traction dans le sens long à (a) 20°C et (b) 400°C ($\dot{\epsilon}=4.10^{-4}s^{-1}$)

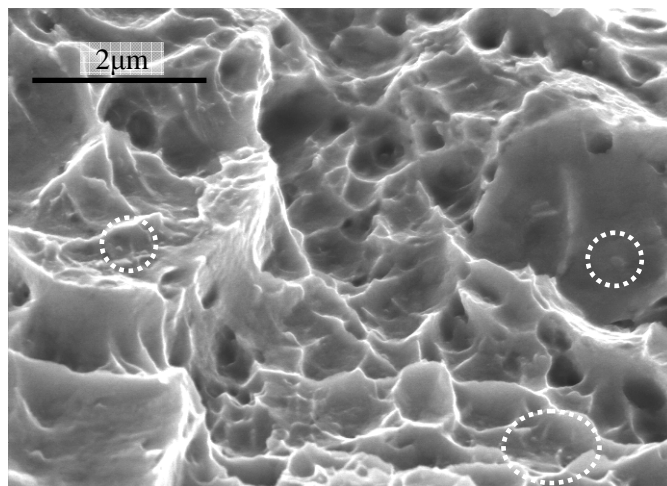


Figure 135 : Faciès de rupture d'une éprouvette de traction sollicitée en sens long à 400°C. Présence d'inclusions au fond de cupules

2.1.2 Effet de la vitesse de déformation

La Figure 136 compare les faciès de rupture d'éprouvettes de traction sollicitées à $4.10^{-4}s^{-1}$ (domaine de sensibilité négative à la vitesse) et $110s^{-1}$ (domaine de sensibilité positive à la vitesse) à température ambiante dans le sens long. L'essai en traction grande vitesse provoque un échauffement le long de l'éprouvette. Cependant, cet échauffement n'excède pas 100°C restant dans le domaine de température pour lequel le maclage est activé. Les cavités primaires observées lors des essais de traction quasi-statiques sont également observées sur le faciès de rupture obtenu à grande vitesse. Il n'y a pas de différence significative entre les tailles de cupules des faciès de rupture des éprouvettes sollicitées à deux vitesses de déformation différentes.

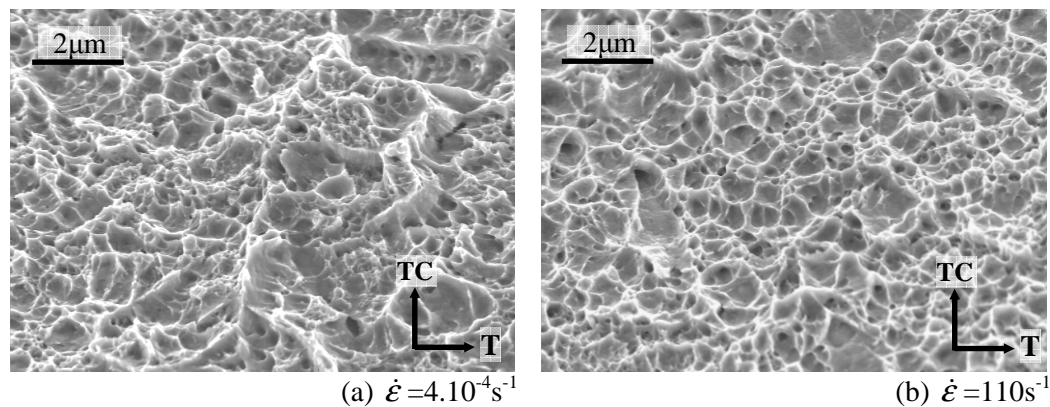


Figure 136 : Faciès de rupture des éprouvettes sollicitées en traction dans le sens long (a) en quasi-statique et (b) à grande vitesse de déformation

2.2 Conclusion sur l'influence de la température et de la vitesse de déformation sur les faciès de rupture

Le mode de rupture des éprouvettes prélevées à 400°C présente une striction qui est cohérente avec la chute de contrainte constatée sur les courbes nominales de traction avant rupture. A cette température, le matériau présente une capacité de consolidation beaucoup plus faible qu'à 20°C. Le mécanisme de déformation est uniquement le glissement des dislocations.

La comparaison des faciès de rupture d'éprouvettes sollicitées respectivement à 20°C et 400°C nous donne deux principales informations :

- le maillage mécanique (ou plutôt les interactions macles/macles ou macles/joints de grains) n'est pas à l'origine des cupules primaires allongées dans le sens long qui sont observées sur les faciès de rupture des éprouvettes sollicitées à 400°C (alors qu'il n'y a pas de maillage mécanique à cette température).
- bien que les carbures de vanadium influencent la taille des cupules (cf. conclusions de la partie précédente), la taille des cupules à 400°C confirme que la présence de ces inclusions n'expliquent pas totalement la finesse des cupules secondaires à 20°C.

A 20°C, la capacité de consolidation du matériau, liée au maillage mécanique, semble donc déterminante pour expliquer la finesse des cupules secondaires observées sur les faciès de rupture.

Il faut noter qu'à 400°C et à $4 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, la sensibilité à la vitesse du matériau est positive et il semble difficile de dissocier les effets qui seraient liés au maillage mécanique de ceux qui pourraient être liés à la présence de pseudo vieillissement dynamique. Nous n'avons cependant pas montré d'influence de la vitesse de déformation sur le faciès de rupture à 20°C. Cela est peut être lié au fait que la rupture est très brutale et que, lors de la propagation de fissure, la vitesse de déformation locale est probablement très élevée dans tous les cas.

3 Observation de l'endommagement

Deux techniques d'observation ont été utilisées pour rechercher l'endommagement au sein du matériau. Dans un premier temps, l'endommagement a été observé en pointe de fissures arrêtées par micrographie. Puis, un échantillon a été prélevé derrière le faciès de rupture d'une éprouvette de cisaillement non rainurée et observé par microtomographie [Lorthios10]. La microtomographie est une technique d'imagerie qui permet de reconstruire le volume d'un solide à partir d'une série de mesures effectuées par tranche (coupes depuis l'extérieur du solide).

3.1 Micrographie en pointe de fissure arrêtée

Les essais de déchirure sur éprouvettes Kahn permettent d'étudier la résistance à la fissuration d'un matériau. Les éprouvettes Kahn sont conçues pour induire une propagation stable de la fissure. Les essais peuvent ainsi être interrompus pour étudier l'endommagement au-devant de la fissure arrêtée.

Les essais ont été réalisés à une vitesse de déplacement imposée à 0,1mm/min. Les éprouvettes sont orientées suivant trois sens de prélèvement : L-T, T-L, 45-45 (Figure 137). L'ouverture de l'entaille est mesurée au cours de l'essai via un extensomètre clip. La Figure 138 présente les courbes de déchirure (Charge rapportée à la surface initiale du ligament en fonction de l'ouverture de l'entaille) pour les éprouvettes Kahn prélevées dans les trois sens sur la nuance Fe22Mn0.6C.

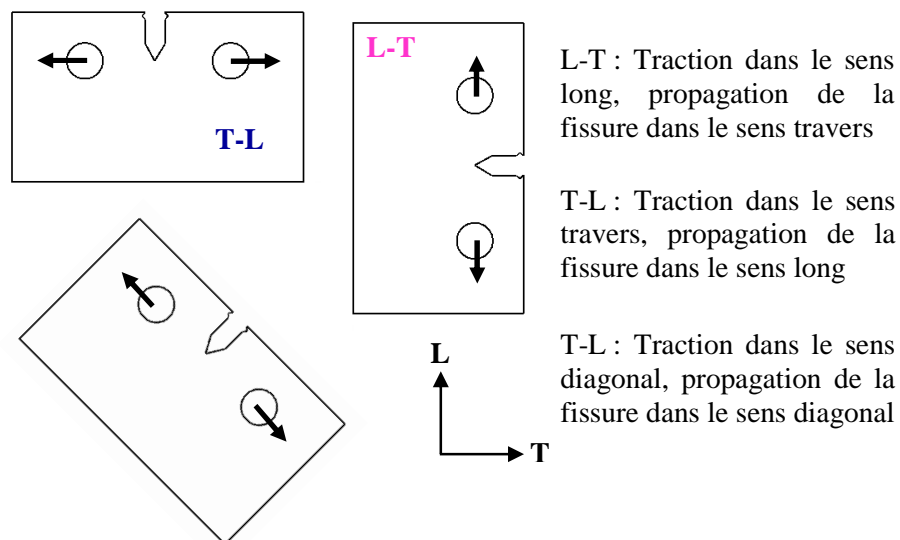


Figure 137 : Sens de prélèvement des éprouvettes et direction de propagation de la fissure

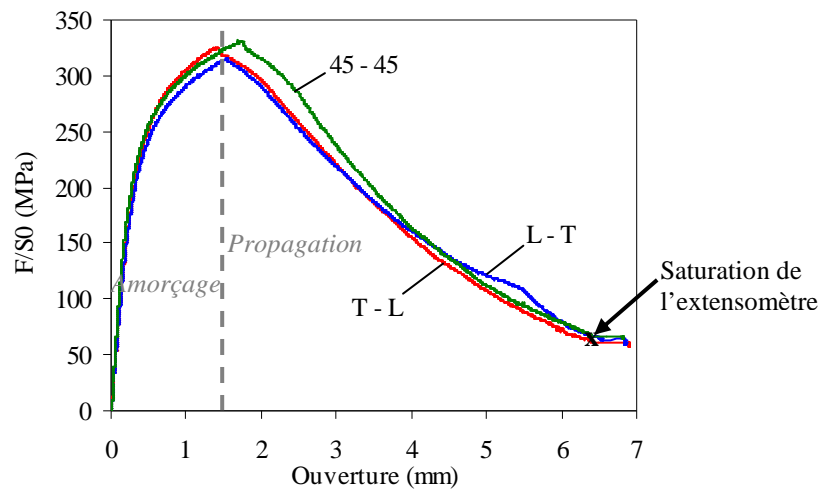


Figure 138 : Courbes des essais de déchirure sur éprouvettes Kahn (S0 : Surface du ligament) sur la nuance Fe22Mn0.6C.

L'anisotropie en charge est cohérente par rapport à celle rapportée lors des essais de traction sur la même nuance. Un dispositif de prise de vue sur une des faces latérales de l'éprouvette Kahn a permis d'observer l'éprouvette en cours d'essai et de remarquer que l'amorçage de la fissure s'effectue bien au maximum de la courbe. Celle-ci présente alors un décrochement (petite chute de 5 MPa) qui caractérise un amorçage brutal de fissure. Puis, la propagation de la fissure s'effectue de façon stable jusqu'à rupture de l'éprouvette. On remarque qu'on a bien obtenu une fissuration stable du matériau, contrairement à tous les autres essais.

Il faut noter qu'il existe un fort flambage de l'éprouvette au cours de l'essai, une fois la fissure amorcée. Ceci est dû à la forte résistance à la fissuration du matériau. Ce flambage provoque une rotation de l'éprouvette dans les mors faisant finalement décrocher l'extensomètre (c'est pourquoi les courbes ne vont pas jusqu'à rupture de l'éprouvette).

La figure 35 compare les courbes de déchirure de l'acier TWIP Fe22Mn0.6C avec celles des nuances DP600 ($R_e=350\text{MPa}$, $R_m=620\text{MPa}$) et DP780 ($R_e=420\text{MPa}$, $R_m=830\text{MPa}$) étudiées par A. Dalloz [Thèse Dalloz]. L'acier TWIP possède une résistance à la déchirure plus importante que celle d'un acier DP. On peut noter cependant que l'amorçage de la fissure dans le cas d'un acier DP s'effectue de manière moins brutale.

L'une des caractéristiques mesurables lors de ce type d'essai est l'énergie unitaire de déchirure. Elle est définie comme l'aire en dessous de la courbe charge (rapportée à la surface initiale du ligament) en fonction de l'ouverture. Elle se divise en une énergie d'amorçage U_a et une énergie de propagation U_p [Turner94]. L'épaisseur des tôles des nuances DP600 est identique à celle du Fe22Mn0.6C (1,5mm). Par contre, l'épaisseur des tôles des nuances DP780 est de 1.3mm : un facteur correctif a été appliqué pour comparer les résultats (simple règle de trois). Les éprouvettes ont été tirées dans le sens long, la fissure se propageant dans le sens travers (sens L-T). Compte-tenu des meilleures propriétés mécaniques de la tôle de base, les énergies de déchirure de la nuance Fe22Mn0.6C sont supérieures à celles d'un acier DP.

Lors des essais de déchirure, les éprouvettes Kahn n'ont pas toutes été sollicitées jusqu'à rupture. Pour certaines éprouvettes, une fois la fissure amorcée, sa propagation a été interrompue pour obtenir une fissure arrêtée (Figure 140). L'éprouvette a ensuite été déchargée et démontée.

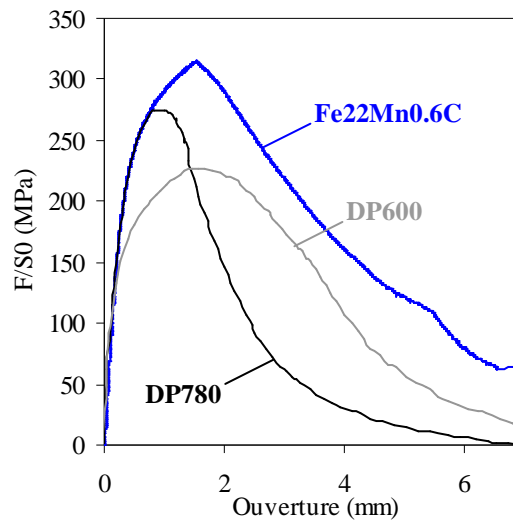


Figure 139 : Comparaison des essais de déchirure sur éprouvettes Kahn de la nuance Fe22Mn0.6C et sur 2 nuances d'acier Dual Phase [Thèse Dalloz]

	Energie d'amorçage U_a (J/mm ²)	Energie de propagation U_p (J/mm ²)	Energie totale U_t (J/mm ²)
T-L	0.44	1.24	1.68
45-45	0.45	1.13	1.58
L-T	0.42	1.09	1.51
DP600 (L-T)	0.15	0.52	0.67
DP780 (L-T)	0.11	0.59	0.71

Tableau 8 : Energies de déchirures pour l'acier Fe22Mn0.6C et les aciers DP600 et DP780 [Thèse Dalloz]



Figure 140 : Essai de déchirure interrompu sur éprouvette Kahn

La pointe de fissure arrêtée a été prélevée dans le plan de la tôle, polie jusqu'au papier SiC 4000 avec une finition par une solution de silice colloïdale (OPS), dans le but d'observer l'endommagement en pointe de fissure. La Figure 141 et la Figure 142 présentent les micrographies ainsi obtenues au microscope électronique à balayage avec des éprouvettes respectivement L-T et T-L. Peu d'endommagement est visible au devant de la

fissure. Des microfissures apparaissent en pointe et le long des lèvres de la fissure principale. Les différentes tentatives de préparation métallographique ne nous ont pas permis de révéler la microstructure dans les zones très déformées et de la mettre en relation avec l'endommagement (une préparation métallographique efficace est l'attaque électrolytique au bain Struers A2 mais cette technique n'est pas utilisable en présence d'endommagement).

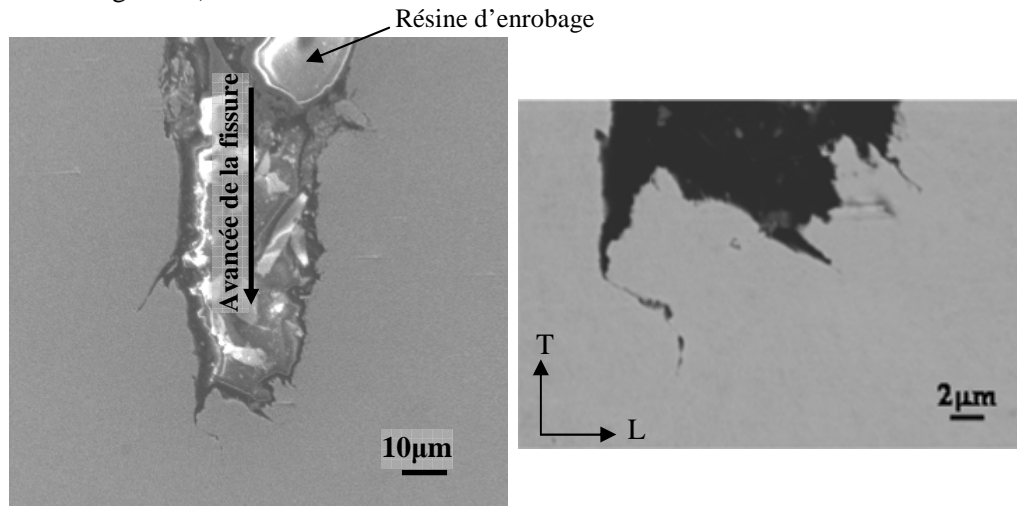


Figure 141 : Micrographie MEB en pointe de fissure arrêtée d'une éprouvette L – T après essai de déchirure interrompu

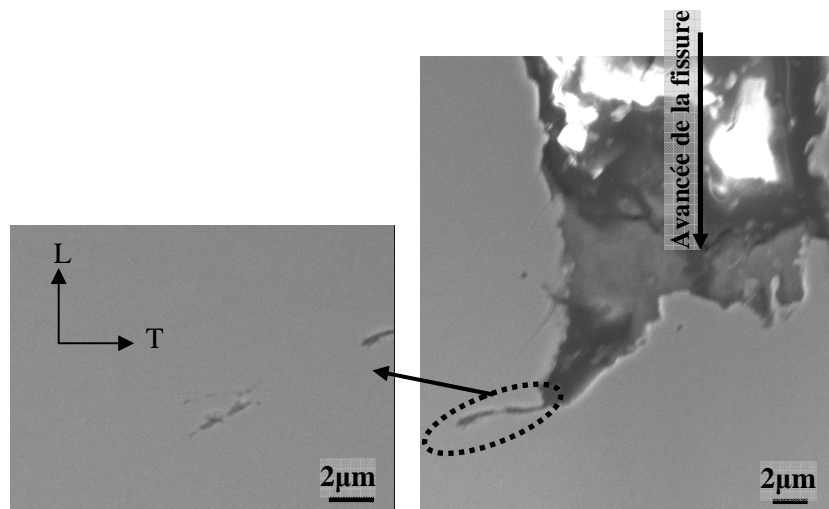


Figure 142 : Micrographie MEB en pointe de fissure arrêtée d'une éprouvette T – L après essai de déchirure interrompu

Une technique d'observation qui permet de s'affranchir de la préparation par polissage et attaque chimiques, électrolytiques ou ioniques est la microtomographie. La tomographie est une technique d'imagerie qui permet de reconstruire le volume d'un solide à partir d'une série de mesures effectuées par projection dans différentes directions. Dans le cadre de cette étude, l'observation « en volume » nous permet également de quantifier l'endommagement par rapport au peu d'endommagement observé sur les coupes micrographiques. Les observations sont réalisées à l'ESRF de Grenoble. Deux éprouvettes ont été choisies pour tester cette technique dans le but d'observer l'endommagement derrière le faciès de rupture :

- L'éprouvette de déchirure Kahn, juste avant l'amorçage de la fissure.
- L'éprouvette de cisaillement plan non rainurée.

La préparation pour l'observation en tomographie a consisté à prélever un échantillon derrière le faciès de rupture d'une éprouvette par électroérosion au fil. L'essai de déchirure sur éprouvette Kahn a été interrompu au moment de l'amorçage de fissure (Figure 143). L'objectif est d'observer l'endommagement dans la zone où la fissure s'amorce. Cependant, pour cet échantillon, peu d'endommagement a été mis en évidence (Figure 144). Ce résultat est soit lié au fait qu'il y a peu d'endommagement a observé (ce qui reste cohérent avec les observations sur coupes) soit au fait que la découpe de l'échantillon n'a pas permis de capturer de façon précise la pointe de fissure. L'observation de l'échantillon prélevé derrière le faciès de rupture de l'éprouvette non rainurée de cisaillement a en revanche donné des résultats qui sont présentés dans la partie suivante, sous la forme d'une publication [Lorthios10].

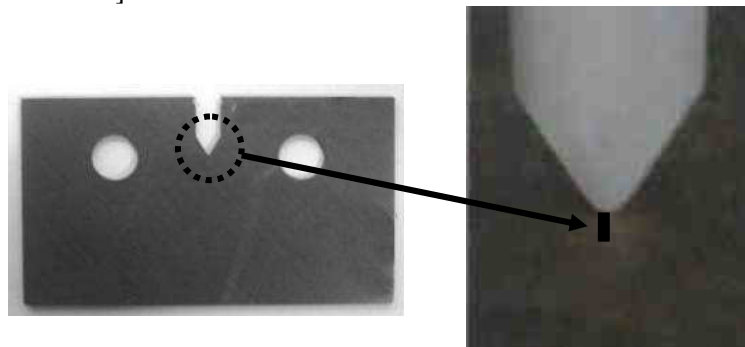


Figure 143 : Prélèvement d'un échantillon à la pointe de la fissure initiée lors d'un essai interrompu sur éprouvette Kahn

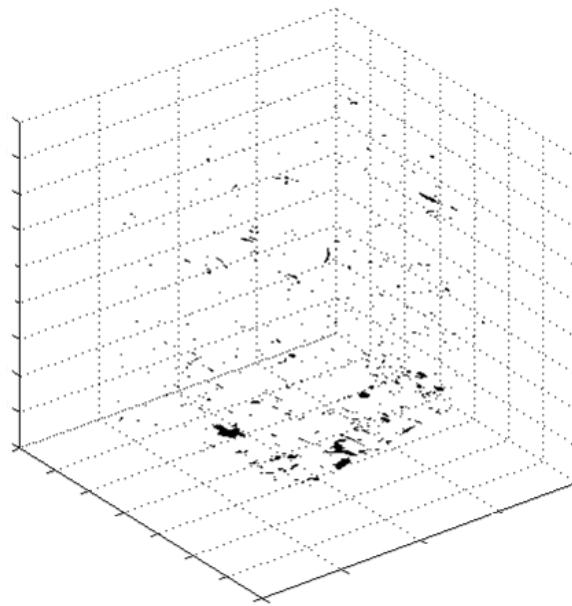


Figure 144 : Image 3D obtenue par microtomographie d'un échantillon prélevé sur une éprouvette Kahn

3.2 Microtomographie

Over the last years, high manganese austenitic steels have appeared in cold rolled format for the automotive industry and have become great candidates for body weight reduction and impact resistance. In fact, tensile strength levels higher than 1000 MPa in combination with a high ductility (>40%) have been reached by the control of microstructure and deformation mechanisms. Hence, the steel is fully austenitic at room temperature and deformation occurs by mechanical twinning (in addition to planar dislocation glide), inducing Twinning Induced Plasticity (TWIP) [Remy78; Grassel00]. These steels, named TWIP steels, exhibit an unusual high work hardening capacity and the underlying mechanism is still a subject of controversy [Bouaziz08; Hutchinson06; Dastur81]. The complex dislocations interaction and relaxation mechanisms allow a high elongation capacity. While the fracture surface is fully ductile, slant fracture occurs, however, without appreciable necking and the material seems to be sensitive to shear fracture.

In the automotive industry, the evaluation of forming performance and the prediction of shear fracture have become an important issue. For this fracture mode, the straining limits are not set by classical necking criteria and standard analyses based on the forming limit diagram cannot be applied to evaluate forming performance. Hence, formability limits must be identified another way. For example, Hudgins et al [Hudgins07] looked for critical die and punch radii in bending under tension and stretch forming in order to produce shear failure similar to that encountered during stamping of several advanced high strength steels (AHSSs), namely, high strength low alloy, dual phase and transformation induced plasticity aided steels. These values have been used as a measurement of the forming performance. TWIP steels are austenitic steels with an ultimate tensile strength similar to those of AHSSs. However, their fracture behavior differs from that of AHSSs because shear fracture is encountered in a variety of loading modes, i.e. for widely different levels of stress and strain triaxiality ratio. Until now, fracture and damage mechanisms in TWIP steels are poorly understood and open literature on this issue is missing.

The present paper addresses the investigation of damage below the fracture surface of a broken specimen. For the first time, a sample of fractured FeMn TWIP steel was investigated using synchrotron radiation computed tomography. This imaging technique enables the visualization of internal features of the sample in 3 dimensions and highlights the existence of damage ([Maire07], as previously detected in a dual phase steel by Maire et al [Maire08]). Qualitative and quantitative information extracted from the three dimensional image will permit to assess both the spatial extension of the damaged area and representative size distribution and volume fraction of damage.

The study focuses on a recrystallized Fe-Mn-C steel containing 0.6wt% C and 22 wt% Mn, provided by ArcelorMittal. The sheet had been cold rolled down to 1.5 mm in thickness. The equiaxed γ grains size after the final anneal was 2-3 μm . The initial texture is rather low (texture index value of 1.23).

An experimental database was gathered to characterize the flow behavior of the material and to examine any anisotropy effects on both plasticity and fracture at room temperature. Tensile tests along the rolling, transverse and 45° directions of the sheet were carried out on dogbone specimens (gauge length: 60 mm and width: 12.5 mm). The Lankford coefficients were obtained directly via measuring the deformation on the specimen

after fracture (far from the necking area) and were compared to strain fields obtained by Digital Image Correlation (DIC) during the tensile tests. Fracture surfaces of the specimens were observed using scanning electron microscopy (SEM).

However, the sensitivity of the material to shear fracture encourages us to study the damage in shear loading mode conditions. Thus, the geometry of the specimen more precisely investigated in the present experimental work was taken from the study of Brünig et al. [Brünig08]. This “butterfly” geometry, shown in Figure 145a, is convenient to concentrate shear stresses within the middle part of the specimen while using a uniaxial tensile machine. The specimen was loaded in tension along the rolling direction of the sheet. In order to analyze the experiment, strain and stress fields were simulated using a finite element model. Constitutive equations of the material were identified from the experimental database, consisting of tensile and shear test. The numerical results were validated by comparison with the strain fields measuring thanks to DIC.

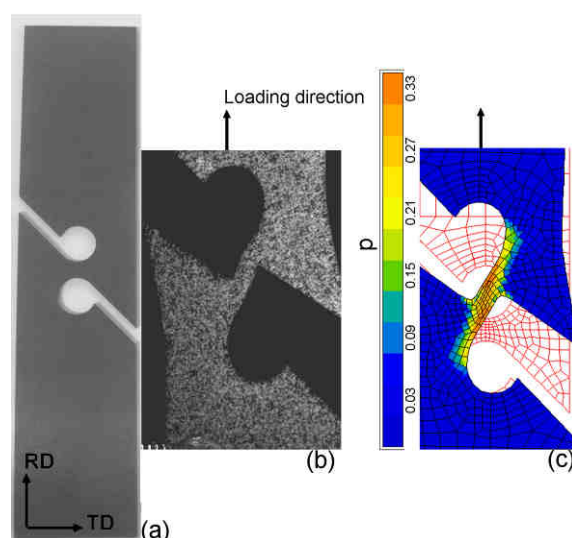


Figure 145 : Geometry of the « butterfly » specimen (a) unstrained, (b) at fracture (closer view), (c) at fracture – strain field modeling (cumulative plastic strain)

The “butterfly” specimen was chosen to investigate damage below fracture area using Xray microtomography. In fact, localization of deformation in a small part of the specimen increases the chance to observe a significant damage gradient in regards of the small scanned volume investigated using the synchrotron radiation. To this aim, a sample, $250\mu\text{m} \times 250\mu\text{m} \times 2000\mu\text{m}$ in size, was cut below the fracture surface of the broken “butterfly” specimen by spark electrical discharge machining (Figure 146b). It exhibits a tapered shape corresponding to the inclination of the fracture surface with respect to the specimen axes.

Damage in the bulk of the sample was investigated using Xray microtomography at the ID-19 beamline of the European Synchrotron Radiation Facility (Grenoble). The energy was set to 40 keV and the voxel size is $0.7\mu\text{m}$. The size of the scanned volume is $250\mu\text{m} \times 250\mu\text{m} \times 1420\mu\text{m}$. A scan consisting in 1500 projections was acquired. Phase contrast imaging was used to detect small damage features. Further details on the technique may be found in [Maire01].

A thresholding procedure based on morphological mathematics has been favored rather than classical thresholding method directly based on grey level histograms, because

the size of the microstructural objects to be extracted is small, as will be shown below. To this aim, the objects were considered using a local grey value minima in the image. Each object was thus individually described as a group of voxels surrounded by higher grey level voxels. With this technique and whatever the overall contrast of the 3D image due to non uniform sample thickness near the tapered edge, damage and its associated voids were distinguished from the rest of the investigated volume. Moreover, to only investigate damage that was not connected to fracture surface, all voids connected in 3D with the fracture surface were removed from analysis.

The results of the uniaxial tensile tests on dogbone specimens showed that the material exhibits an ultimate tensile strength of 1100 MPa and 45% elongation at fracture. The initial yield strength reaches 590 MPa. The mean reduction of area, measured directly on the specimen in the fracture area, is almost 38%. The values of Lankford coefficients - 0.80 for tension along the rolling direction and 1.35 along the transverse direction - reveal anisotropy of plastic flow.

As seen in Figure 145b, the shear “butterfly” specimen exhibits a high amount of strain just before fracture and a high rotation (almost 47°) of the strained area. According to the strain fields from the DIC measurements, local strain achieves 40% in the fracture area. Simulation of the strain field at the moment of fracture, superimposed on the initial mesh (in red in Figure 145c) yields good agreement with DIC measurements, suggesting that the loading mode can be analyzed using finite element simulation. It reveals that the loading mode evolves from shear to almost uniaxial tension along the loading direction at the end of the experiment, because of the high ductility of the steel. The maximum triaxiality ratio reaches $1/3$ in uniaxial tension and it may be expected that void growth may be limited. The broken butterfly specimen is shown in Figure 146b. Examination of the rolling marks directly on the specimen surface indicates that the fracture surface direction is close to the rolling direction.

Fracture surfaces of both specimen, the tensile specimen (Figure 146a) and the shear “butterfly” specimen (Figure 146c), were observed using SEM. It reveals a ductile fracture mode with microvoids less than $1\text{ }\mu\text{m}$ in size that cannot be captured using Xray microtomography in the conditions used here. Larger voids, apparently free of coarse secondary phases or inclusions, were also observed. These voids are elongated along the rolling direction (whatever the orientation of the tensile axis with respect to the sheet). Several cross sections of tensile broken specimens were then prepared using standard metallographic methods and observed using SEM in order to link these elongated voids with underlying damage. However, no void could be evidenced with this technique.

As shown in Figure 147a, the 3D image resulting from X-ray microtomography reveals the existence of damage below the fracture surface, which (to the authors' knowledge) had not been evidenced until now for this material. Internal damage seems to be organized as stringers of voids with a preferential elongation along a direction that is not parallel to either of the 1, 2 or 3 axes of the “butterfly” specimen.

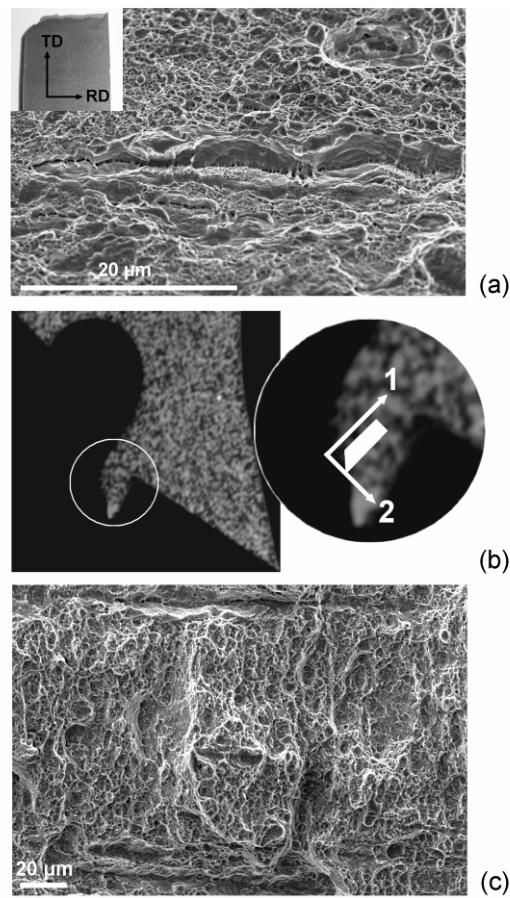


Figure 146 : (a) Fracture surface of a tensile specimen loaded along the transverse direction, (b) Macroscopic shape and (c) fracture surface of the broken “butterfly” specimen (tomography sample schematically drawn in white)

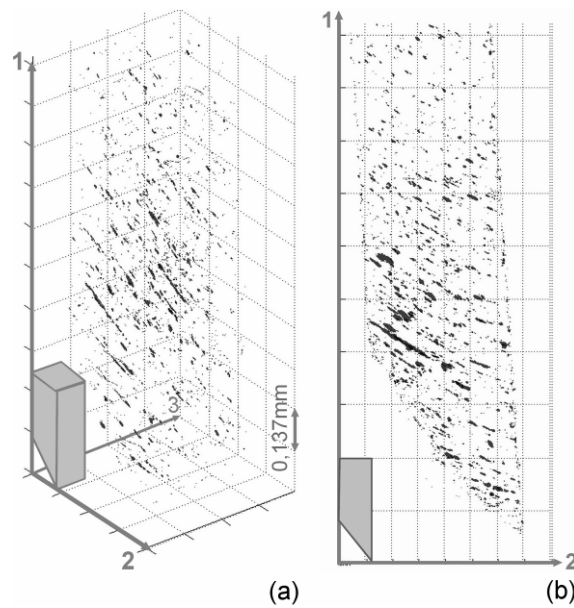


Figure 147 : (a) 3D Xray microtomograph image of the internal damage (tomography sample schematically drawn in grey), (b) 2D projection of the damage in the [1,2] frame

An orthogonal projection of the 3D image in the [1,2] plane (Figure 147b) is a convenient representation to identify the direction of elongation of the voids in relation to the fracture surface. (Nevertheless this representation overestimates the apparent volume fraction since all the voids of the volume have been integrated in a single 2D section). The voids tend to be parallel to the fracture surface and are elongated along the rolling direction. The volume fraction of voids, measured over the whole investigated volume, is low: 0.03%. In order to assess the damage gradient below the fracture surface, the volume fraction of voids was then measured, from the fracture surface to the bulk of the analyzed volume (Figure 148a) along the 1 axis; slice by slice parallel to the [1-3] plane. Damage was observed until up to 1 mm below the fracture surface. Despite scatter, one can consider that far from the fracture surface (and thus also near the undeformed material, the volume fraction of voids is lower than 0.02%. Thus, even if no direct measurement was made, the porosity of the initial material seems to be close to zero. The volume fraction of voids is higher closer to the fracture surface, about 0.06% in average. However, it remains very low (in comparison, the volume fraction of voids in a Dual Phase steel specimen broken in tension at room temperature reaches 2% [Maire08]). Bulk damage in TWIP steels exists as primary cavities but this low volume fraction explains why very few voids were observed using SEM of cross sections.

The use of global damage analysis tools, such as 3D covariance and fast Fourier transformation (FFT), did not allow gaining any meaningful results due to the low void volume fraction and the small investigated material volume.

A local approach was thus favoured in order to assess the size distribution of voids and to compare internal voids to the dimples observed on fracture surfaces. To this aim, the principal lengths and the volume of each void were measured. In literature, voids are often described by their orthogonal projection length (the Feret projection) along the directions of a fixed coordinate system. However, this method cannot be applied when the voids are inclined with a varying angle according to the 3D basis, as it is the case here. A finer method using an ellipsoid approximation of the shape of each void was thus chosen. For each void, the inertia matrix of the set of voxels belonging to that void was computed and the three principal axes of the ellipsoid were deduced from the eigenvalues of this matrix. This method gives no error on the principal axis of the ellipsoid, which is exactly the principal length of that particular void.

The size distribution of voids (Figure 148b) shows that the majority of the voids were very small and their volume did not exceed a few voxels i.e. a few times $0.35 \mu\text{m}^3$. Several larger voids were however identified close to the fracture surface. Two of them are shown in Figure 148c. The upper void in Figure 148c, extracted from the 3D image, is the longest void found in the investigated volume; it achieves more than $100\mu\text{m}$ in length along the rolling direction. The presence of rather large voids in the bulk of the specimen indicates that these are “primary” voids that nucleate and grow prior to final fracture. The bottom void in Figure 148c is representative of alignments of smaller voids found in the bulk of the sample. This void may stem from the coalescence of two smaller voids, each of some microns in size. As the longest axis of the void was identified to be parallel to the rolling direction, the transverse (TD) and short transverse direction (SD) of the sheet are known with respect to the void axes. Observation of sections of such voids in the [TD, SD] plane (e.g. upper right in Figure 148c) revealed that they are not circular but elliptic. The size of this particular void along the TD direction varies from $4 \mu\text{m}$ up to $14 \mu\text{m}$ whereas it reaches up to $7 \mu\text{m}$ along the SD direction. In fact, the ratio between the length along TD and the length along SD, respectively, is 1.73 in average (calculated on [TD,SD] void slices with a surface area higher than 10 pixels) with 0.35 in standard deviation. This observation is

coherent with the plastic flow anisotropy revealed by the Lankford coefficients for uniaxial tension along the rolling direction (0.80). In fact, under low stress triaxiality ($\sim 1/3$ at the end of the test from FE simulations) and thus with a low growth rate, deformation of voids is dictated by that of the surrounding material. Thus, under tension along RD, as the material will more “shrink” along SD than along TD, the voids tend to be larger along TD than along SD. Unit cell FE calculations for this material under uniaxial tension, based on the low triaxiality ratio assumption (i.e. assuming no void growth), and confirmed this point.

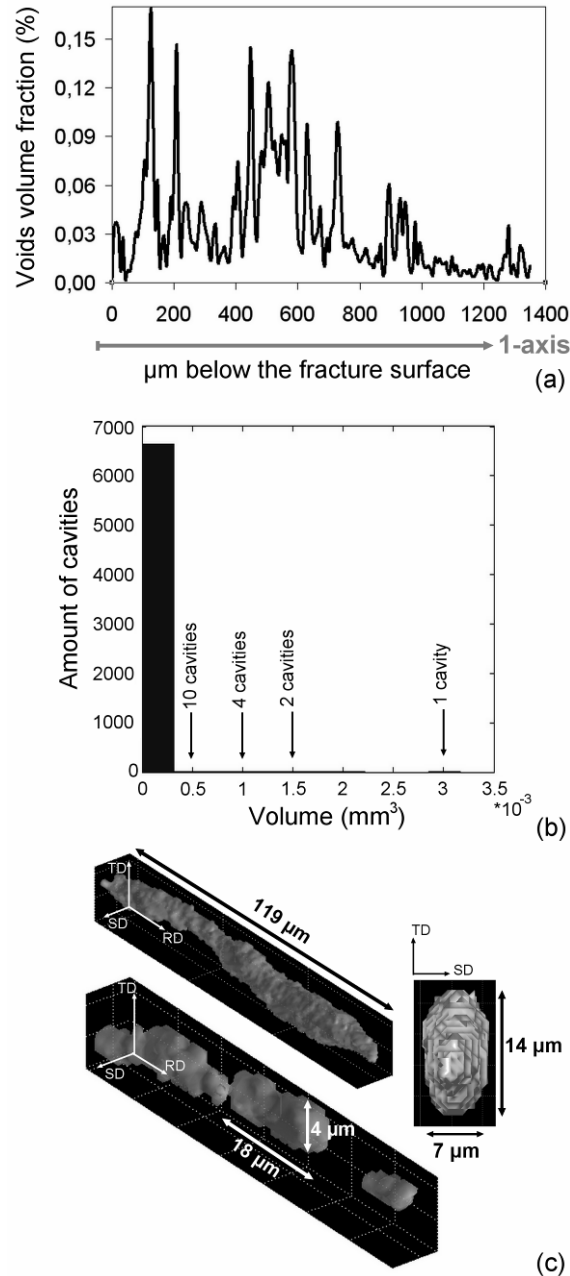


Figure 148 : (a) Void volume fraction in 7 micron thick slices normal to the 1-axis and (b) volume distribution of voids. (c) 3D view of two voids extracted from the 3D image and 2D view of one of them along the (TD,SD) plane

The larger internal voids revealed by local X-ray microtomography analysis (shown for example in Figure 148c) are of the same size and spatial orientation as those observed in fracture surfaces (Figure 146). All these voids have their long axis parallel to the rolling direction. Thus, locally, damage first appears as numerous stringers of small voids, merging into larger “primary” voids. Their growth up to a size of more than $\sim 10\mu\text{m}$ shows that bulk damage initiation probably begins well before the occurrence of fracture, but is not immediately followed by the specimen failure (i.e. no decrease in load is observed even in uniaxial tension). Hence, these large “primary” voids do not directly lead to final fracture. Moreover, as shown before, the fracture surfaces are mainly made of microvoids less than $0.5\mu\text{m}$ in size. Those are not visible by X-ray microtomography because the spatial resolution of $0.7\mu\text{m}$ in voxel size is not sufficient. Final fracture is sudden and characterized by the nucleation and early coalescence of these “secondary” microvoids. The underlying mechanism is still to be explored.

For the first time to the authors’ knowledge, the X-ray microtomography technique highlighted the existence of bulk damage next to the fracture area of a TWIP steel specimen and up to $1000\mu\text{m}$ below the fracture surface. Large, but scarce strings of voids elongated along the rolling direction were evidenced using tomography, but could not be revealed with conventional metallography. The small volume fraction and the varying orientation of these “primary” voids with respect to the loading axis lead us to successfully develop specific data processing of the 3D-image. Local quantitative analysis revealed the anisotropic growth of those voids, in agreement with the Lankford coefficients.

4 Conclusion de l'analyse physique de la rupture

Le Chapitre 4 a présenté l'étude concernant le mode de rupture de l'acier TWIP de l'échelle macroscopique à l'échelle microscopique.

L'observation des éprouvettes rompues à 20°C a confirmé la rupture en mode *slant* de l'acier TWIP quel que soit le mode de sollicitation. Le faciès de rupture semble être marqué par un effet matériau plutôt que par l'effet du mode de chargement. En effet, le même type de faciès de rupture est retrouvé quel que soit le mode de sollicitation. En particulier, des cupules allongées parallèlement au sens long de la tôle ont été observées sur l'ensemble des faciès de rupture, y compris sur ceux des éprouvettes de traction sollicitées à 400°C.

Les essais à 400°C ont permis de montrer que le maillage mécanique n'était pas à l'origine de ces cupules. Elles semblent résulter de la coalescence de petites cupules alignées, que l'on observe plus nettement sur les faciès de rupture des éprouvettes de traction sollicitées en sens travers à 400°C. Cette hypothèse est également étayée par l'analyse locale de l'endommagement par microtomographie. Cependant, les différentes observations ne permettent pas de relier ces cupules à l'initiation de la rupture.

Les faciès de rupture des éprouvettes sollicitées à 20°C sont également caractérisés par la présence de très fines cupules de taille inférieure à 1µm. Les inclusions observées en fond de cupules ne permettent pas d'expliquer la finesse de cette deuxième population de cupules. Celles-ci n'ont pas pu être mises en évidence par microtomographie et on ne sait donc pas s'il existe des cavités de cette taille en dehors de la surface de rupture.

Peu d'endommagement a été observé en pointe de fissures arrêtées et globalement derrière l'ensemble des faciès de rupture présentés. La rupture semble se produire de façon brutale et très localisée. Ces observations nous donnent des informations dont il faut tenir compte pour la détermination d'un critère de rupture. En effet, les critères de rupture dont la théorie se base sur la croissance de cavités ne sont à priori pas adaptés pour la prédiction de la rupture de ces aciers TWIP. De même, la triaxialité des contraintes, qui n'influence apparemment pas les micro-mécanismes à l'origine de la surface de rupture, ne semble pas le paramètre le plus pertinent pour décrire l'état de contraintes critique menant à la rupture de l'acier TWIP.

5 Références bibliographiques

- [Abbasi09] *The fracture and plastic deformation of aluminum alloyed Hadfield steels*, M.Abbasi, S.Kheirandish, Y.Kharrazi, J.Hejazi, Mat. Sci. Eng., A 513-514 (2009) 72-76
- [Bayraktar04] *Deformation and fracture behaviour of high manganese steel*, E.Bayraktar, F.A.Khalid, C.Levallant, J. Mat. Proc. Tech., 147 (2004) 145–154
- [Bouaziz08] *Effect of grain and twin boundaries on the hardening mechanisms of twinning induced plasticity steels*, O.Bouaziz, S.Allain, C.Scott, Scr. Mater., 58 (2008) 484-487
- [Brüinig08] *A ductile damage criterion at various stress triaxialities*, M.Brüinig, O.Chyra, D.Albrecht, L.Driemeier, M. Alves, Int. J. Plast., 24 (2008) 1731–1755
- [Thèse Dalloz], Etude de l'endommagement par la découpe des aciers dual phase pour application automobile, A.Dalloz, Thèse Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 11 décembre 2007
- [Dastur81] *Mechanism of work hardening in Hadfield Manganese Steel*, Y.N.Dastur., N.Leslie, Metall. Trans. A. 12A 1981 749-759
- [Grassel00] *High strength Fe-Mn(Al,Si) TRIP/TWIP steels development - properties – application*, O.Grassel, Int. J. of Plast., 16 (2000) 1391-1409
- [Hudgins07] *The Susceptibility to Shear Fracture in Bending of Advanced High Strength Sheet Steels*, D.Matlock, J.Speer, J.Fekete, M.Walt, Mater. Sci. Tech., (2007)
- [Hutchinson06] *On dislocation accumulation and work hardening in Hadfield steel*, B.Hutchinson, N.Ridley, Script. Mater., 55 (2006) 299–302
- [Lorthios10] *Damage observation in a high manganese austenitic Twinning Induced Plasticity (TWIP) steel by synchrotron radiation computed tomography*, J.Lorthios, F.Nguyen, A.-F.Gourgues, T.F. Morgeneyer, P.Cugy, Scr. Mater., 63 (2010) 1220-1223
- [Maire01] *On the application of x-ray microtomography in the field of materials science*, E.Maire, J.Y.Buffière, L.Salvo, J.J.Blandin, W.Ludwig, J.M.Letang, Adv. Eng. Mater., 3 (2001) 539–46
- [Maire08] *Initiation and growth of damage in a dual-phase steel observed by X-ray microtomography*, E.Maire, O. Bouaziz, M.Di Michiel, C. Verdu
- [Remy78] *Kinetics of f.c.c. deformation twinning and its relationship to stress-strain behaviour*, Acta Metall., 26 (1978) 443–451
- [Turner94] *A micro and macro approach to the energy dissipation rate model of stable ductile crack growth*, C.E.Turner, O.Kolednik, Fatigue Fract. Eng. Mat. Struct., 17 (1994) 1089-1107

Chapitre 4 – Analyse physique de la rupture

- [Thèse Allain] Caractérisation et modélisation thermomécaniques multi-échelles des mécanismes de déformation et d'écrouissage d'aciers austénitiques à haute teneur en manganèse – application à l'effet TWIP, S.Allain, Thèse Institut National Polytechnique de Lorraine, 9 février 2004
- [Thèse Dumay] Amélioration des propriétés physiques et mécaniques d'aciers TWIP FeMnXC – influence de la solution solide, durcissement par précipitation et effet composite, A.Dumay, Institut National Polytechnique de Lorraine, 21 mars 2008

Chapitre 5

Comportement à rupture

L'étude de la rupture ductile passe par une approche locale qui est basée sur l'étude des champs de contraintes et de déformations et sur la connaissance des mécanismes physiques à l'origine de la rupture. Les caractéristiques mécaniques locales à rupture sont déterminées avec le modèle de comportement « Barlat – écrouissage isotrope » identifié au Chapitre 3. Le mode de rupture a été étudié dans le Chapitre 4 à partir de l'observation des faciès de rupture et de la recherche de l'endommagement. A partir de ces résultats et des données de la littérature, ce chapitre propose l'identification d'un critère de rupture pour la nuance Fe22Mn0.6C. L'influence de la prise en compte du mécanisme de pseudo vieillissement dynamique est discutée.

1 Etat de l'art

1.1 Notions de courbes limites de formage (CLF)

Les courbes limites de formage (CLF) dont le concept a été introduit par Keeler et Goodwin [Keeler63, Goodwin68] permettent de rendre compte du fait que les tôles n'ont pas la même capacité de déformation selon le mode de sollicitation. Les déformations locales à striction localisée ou à rupture sont représentées dans un diagramme :

- déformation principale ou majeure \mathcal{E}_I en ordonnée, plus grande valeur propre du tenseur des déformations qui détermine également la direction principale de déformation,
- déformation secondaire ou mineure \mathcal{E}_{II} en abscisse, plus faible valeur propre du tenseur des déformations.

Dans le cas de l'acier TWIP, nous nous intéressons à la CLF à la rupture. En effet, quelque soit le mode de déformation, les éprouvettes ne présentent pas ou peu de striction localisée. Pour ce matériau, la ruine et la rupture sont confondues.

Généralement, des essais de type Nakazima ou Marciniak sont utilisés pour déterminer la CLF depuis l'état de traction uniaxiale jusqu'à l'état d'expansion équilibrée. Dans la méthode Nakazima (Figure 149a), on déforme des éprouvettes de différentes largeurs avec un poinçon hémisphérique, les éprouvettes étant maintenues sur une matrice circulaire à l'aide d'un serre-flan. Si l'éprouvette est peu large, de la traction uniaxiale est initiée au sommet du poinçon. En augmentant la largeur des éprouvettes différents modes de déformation sont imposés au sommet du poinçon, jusqu'à une éprouvette carrée qui permet de réaliser un essai en expansion équilibrée. La méthode Marciniak (Figure 149b) est similaire mais utilise un poinçon plat. Les difficultés de ces deux méthodes résident dans la présence de frottement et de ruptures sur le rayon du poinçon. Ce concept est en outre limité à des trajets radiaux. De même, il reste limité en présence d'une sensibilité à la vitesse, d'anisotropie ou d'écrouissage cinématique. De plus, pour les tôles à hautes caractéristiques, la rupture de l'éprouvette ne se produit pas toujours dans les limites de déplacement du dispositif expérimental. Cela a été par exemple le cas pour les nuances d'acier TWIP étudiées ici.

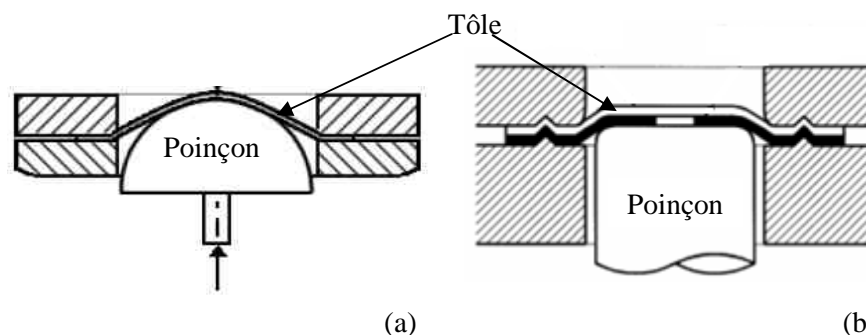


Figure 149 : Méthode de détermination de la CLF a) Nakazima et b) Marciniak

Lors des opérations sur tôles métalliques, la formabilité du matériau est souvent gouvernée par la localisation de la déformation (striction) due à une instabilité plastique menant à la rupture. C'est le cas par exemple pour les aciers doux ou certains alliages d'aluminium des séries 5000 et 6000. Des modèles mathématiques ont alors été développés pour prévoir la localisation de la déformation et déterminer la CLF de manière théorique.

Les critères de Dorn (1947) et Swift (1952) ont pour objectif de déterminer l'initiation de la striction (striction diffuse). Ils sont fondés sur l'hypothèse selon laquelle l'instabilité plastique intervient quand la charge maximale est atteinte dans la direction principale des contraintes [Dorn47] ou dans les deux directions principales des contraintes [Swift52]. En 1952, Hill introduit un critère en striction localisée, sous une condition de contraintes planes, restreint aux modes de déformation caractérisés par une déformation mineure négative (modélisation de la partie « gauche » de la CLF) [Hill52]. Pour les modes de déformation caractérisés par une déformation mineure positive (partie « droite » de la CLF), Marciniak et Kuczinski ont développé un critère de rupture qui modélise une striction diffuse s'initiant à partir d'une imperfection locale sur la tôle métallique. Ces théories ont été testées par Chung et al lors de leurs travaux sur la formabilité de l'acier TWIP940 Fe18Mn1.5Al0.5C [Chung11].

Chung et al ont déterminé la CLF à partir d'essais d'enfoncement avec un poinçon hémisphérique en faisant varier la largeur des flans de 20mm à 200mm (Figure 150). La CLF est alors caractérisée depuis la traction uniaxiale (point extrême à gauche de la CLF de la Figure 150b) jusque la traction équi-biaxiale (point extrême à droite de la CLF). On remarque que la formabilité de l'acier TWIP940 est bien supérieure à celle d'une acier dual-phase DP600, dont la CLF a été déterminée par la même méthode expérimentale.

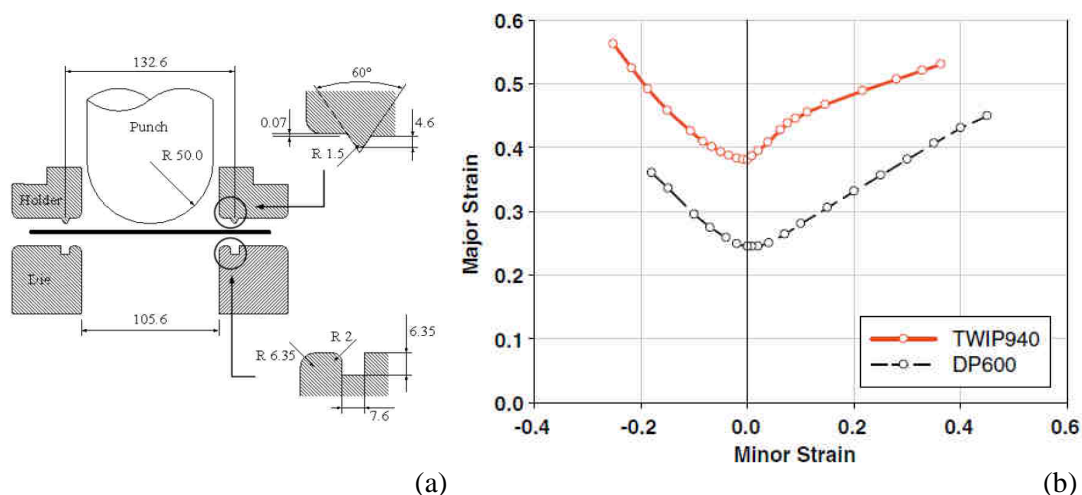


Figure 150 : Détermination de la CLF à partir d'essais d'enfoncement avec un poinçon hémisphérique [Chung11]

Le comportement de l'acier TWIP940 étant anisotrope, Chung et al ont utilisé le critère de Barlat00 pour modéliser le comportement plastique du matériau. Les résultats ont été présentés dans le Chapitre 3 – 2.1.2. Une forme généralisée des critères en instabilité est dérivée depuis les équations de Dorn, Swift et Hill afin de les tester avec différents critères de plasticité (se référer à l'annexe de l'article de Chung et al pour les équations). La Figure 151 compare les CLF estimées par ces critères avec la CLF expérimentale. La partie gauche de la CLF marquée « FLD (Predicted) » est estimée avec la théorie de Hill (équations généralisées), la partie droite par la théorie de Marciniak et Kuczinski. Chung et al montrent

que seul le critère de Marciniak et Kuczinski est sensible au critère de plasticité. Surtout, leurs travaux montrent que ces théories basées sur l'instabilité plastique surestiment la formabilité de l'acier TWIP, bien que le comportement plastique anisotrope du matériau soit correctement simulé. Malgré le fait que Chung et al mesurent une légère chute de la force avant la rupture en traction uniaxiale, l'acier TWIP940 présente un mode de rupture similaire à ceux observés dans cette étude, c'est-à-dire une rupture en biseau dans l'épaisseur sans striction localisés (Figure 152). Comme pour les nuances Fe22Mn0.6C et Fe17Mn1.0C, l'éprouvette de traction rompue présente une légère striction diffuse ce qui explique pourquoi les critères en instabilité plastique de Dorn et Swift prédisent correctement la rupture en traction uniaxiale (mais surestiment la déformation à rupture dans les autres modes de sollicitation).

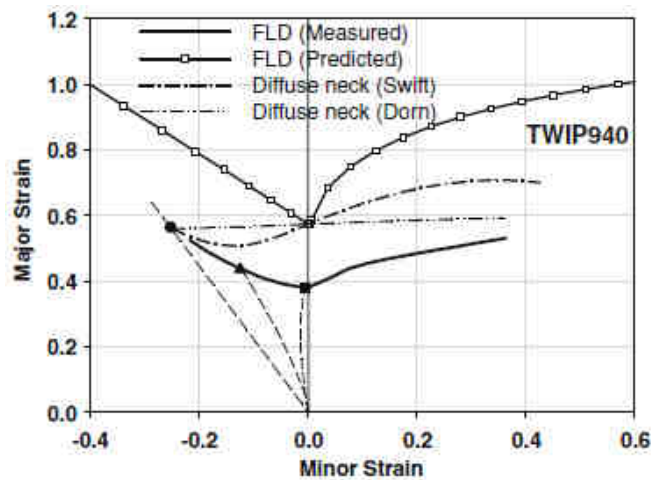


Figure 151 : CLF expérimentale et théoriques de l'acier TWIP940 [Chung11]

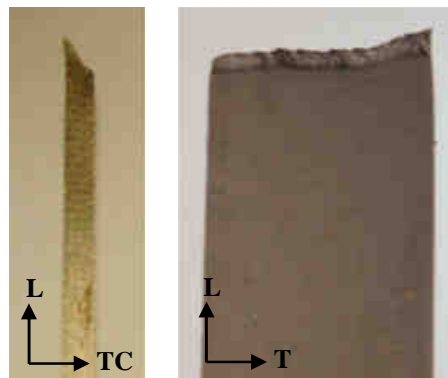


Figure 152 : Rupture en mode *slant* de l'acier TWIP940 en traction uniaxiale (adaptée de [Chung11])

Ces théories qui s'appliquent à modéliser une rupture précédée par le développement d'une striction (signe d'une instabilité plastique) sont donc limitées lorsque cette dernière est faible ou difficile à mesurer. L'arrivée de nouvelles nuances d'aciers à hautes performances et des alliages d'aluminium des séries 2000 et 7000 a conduit aux développements de nouveaux modèles de rupture, qu'ils soient phénoménologiques ou micro/meso-mécaniques. En effet, pour ces matériaux, les mécanismes de rupture par instabilités plastiques sont concurrencés par des mécanismes de nucléation et de croissance de cavités ou de localisation par bandes de cisaillement.

De nombreux exemples ont été trouvés dans la littérature sur la modélisation de la rupture ductile pour les alliages d'aluminium de la série 2000 (ex : 2024-T3 [Bao04, Valdelano06, Wierzbicki05, Zadpoor09]) et 6000 (ex : 6061-T6 [Li11]). Les modes de rupture des ces deux nuances sont présentées Figure 153 et Figure 154.

Sous forme de tôle, l'alliage 2024-T6 présente une rupture en mode *slant* en traction sur éprouvettes lisse et entaillée (Figure 153a [Valdelano06]) alors qu'il s'agit plutôt d'une rupture en mode mixte dans le cas d'éprouvettes axisymétriques (Figure 153b [Bao04]). Il faut toutefois nuancer ce résultat car les conditions d'élaboration des éprouvettes plates et axisymétriques ne sont pas identiques : nous ne comparons pas exactement le même matériau.

Li et al montrent une transition dans le mode de rupture de l'alliage 6061-T6 (Figure 154 [Li11]) avec une rupture en *cup-cone* pour les éprouvettes entaillées de traction (entaillages sévères), une rupture mixte *cup-cone/slant* pour les éprouvettes lisses de traction et une rupture en mode *slant* dans le cas des éprouvettes de cisaillement. Par rapport à l'acier TWIP où la rupture s'effectue exclusivement en mode *slant*, le mode de rupture des alliages d'aluminium présentés est de façon variable en *cup-cone*, mixte ou *slant*. C'est sans doute pour cette raison que l'état de l'art sur la formabilité des ces matériaux présente de nombreux critères de rupture basés sur des concepts différents.

Notons que les faciès de rupture des Figure 153 et Figure 154 présentent des similarités avec ceux de l'acier TWIP présentés au Chapitre 4, avec par exemple la présence de cupules non cisillées malgré le caractère *slant* de la rupture. En cisaillement, Li et al présentent un faciès de rupture avec très peu de cupules équiaxes (Figure 154b). Le mode de rupture en cisaillement a été caractérisé avec une éprouvette similaire pour l'acier TWIP. Dans notre cas cependant, les cupules, bien que légèrement cisillées, étaient bien observables.

Parmi les travaux de la littérature, nous examinerons surtout les études qui discutent d'un critère de rupture pour prédire la formabilité d'un matériau dans divers modes de déformation, notamment aux faibles triaxialités des contraintes (triaxialité proche de 0). Nous nous intéressons particulièrement aux cas de rupture en mode *slant*.

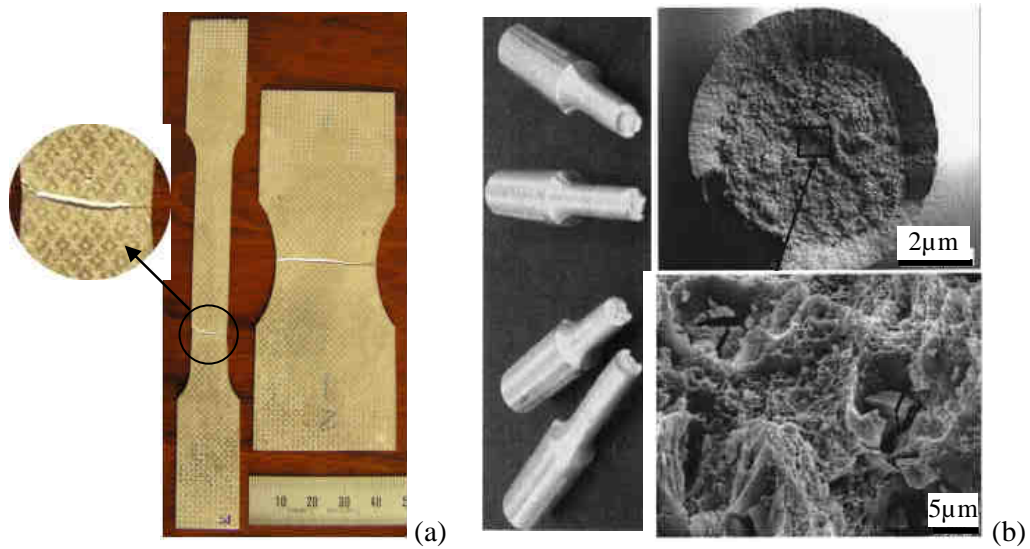


Figure 153 : Rupture de l'alliage d'aluminium 2024-T3 : a) Epruvettes plates lisse et entaillée de traction d'épaisseur 1,2mm [Vallelano06] et b) épruvettes axisymétriques de traction uniaxiale [Bao04]

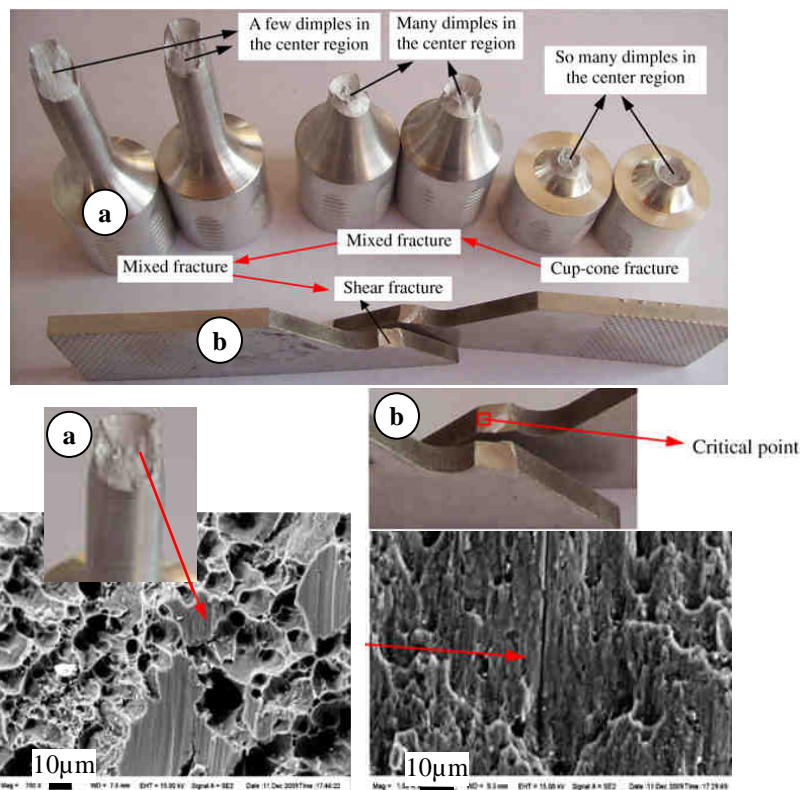


Figure 154 : Rupture de l'alliage d'aluminium 6061-T6 : a) en traction uniaxiale (épreuve axisymétrique) et b) en cisaillement (épreuve plate) [Li11]

1.2 Modélisation de la rupture ductile

Deux approches sont possibles pour modéliser la rupture ductile :

- les modèles dits couplés où l'évolution de l'endommagement est prise en compte dans la description de la réponse mécanique du matériau,
- les modèles dits non couplés où la réponse plastique et le comportement à rupture sont considérés séparément.

Il s'agit ici de deux approches de calcul différentes : avec la première, une analyse continue est effectuée alors qu'avec la seconde, la rupture est estimée à partir d'un *post-processing*.

Les critères de rupture sont formulés à partir de relations empiriques ou semi-empiriques. Certains critères dérivent de la compréhension des mécanismes physiques de la rupture (croissance de cavités, développement de bandes de localisation...). D'autres décrivent la rupture de façon phénoménologique.

Nous proposons, non pas d'établir une liste exhaustive de l'ensemble des critères testés dans la littérature, mais plutôt de présenter les démarches pour caractériser le comportement à rupture, de déterminer quels critères ou quelles variables permettent de décrire quels types de rupture, d'établir le contexte dans lequel s'établissent certains critères, leurs limitations...

1.2.1 Modèles couplés

Dans les modèles couplés, une fonction d'accumulation de l'endommagement est incluse dans la loi de comportement et modifie la surface de charge au cours de la déformation et du développement de l'endommagement. Parmi ces critères, on peut citer les modèles de plasticité en milieu poreux introduits par Gurson [Gurson77] et développé par Tveergaard [Tveergaard84] (modèle Gurson-Tveergaard-Needleman ou GTN) et les modèles d'endommagement continu de Lemaître et Chaboche [Lemaître85]. Dans le modèle de Gurson, l'endommagement est représenté par la fraction volumique de vides qui affecte directement le comportement plastique tandis que le modèle de Lemaître et Chaboche considère le rapport entre la surface représentative du matériau et celle réelle prenant en compte les cavités.

Mais ces modèles sont limités aux modes de sollicitation caractérisés à des taux de triaxialités des contraintes moyens $1/3 < \eta < 1/\sqrt{3}$ [Zadpoor09]. En effet, les modèles de plasticité en milieu poreux ne permettent pas de décrire un comportement à rupture tel que décrit par Bao et al pour un alliage d'aluminium 2024-T3 [Bao04], notamment en cisaillement.

En effet, Bridgman [Bridgman52]. a constaté l'absence de rupture ductile en conditions de pression hydrostatique. McClintock [McClintock68] présente de nombreux cas de rupture par localisation et fissuration par cisaillement. Johnson and Cook [Johnson85] montrent que la ductilité tend à diminuer à une contrainte hydrostatique nulle. Suites à ces résultats, Bao et Wierzbicki [Bao04] ont tracé l'évolution de la déformation plastique équivalente à rupture avec la triaxialité des contraintes (Figure 156). Les résultats montrent que la déformation à rupture passe par un minimum en cisaillement pur et qu'en compression, le mode de rupture est caractérisé par une trajectoire oblique indiquant un

mode de rupture par cisaillement. Ces auteurs parlent alors de trois régimes de déformation à rupture (indiqués sur la Figure 156) dont l'évolution est 1) asymptotique puis 2) et 3) parabolique [Bao04-2]. De plus, pour Zadpoor et al, la déformation biaxiale accélère le mécanisme de nucléation et la déformation équivalente à rupture diminue plus fortement à des taux de triaxialité supérieurs à environ $1/\sqrt{3}$, ce que ne modélise par les modèles type GTN.

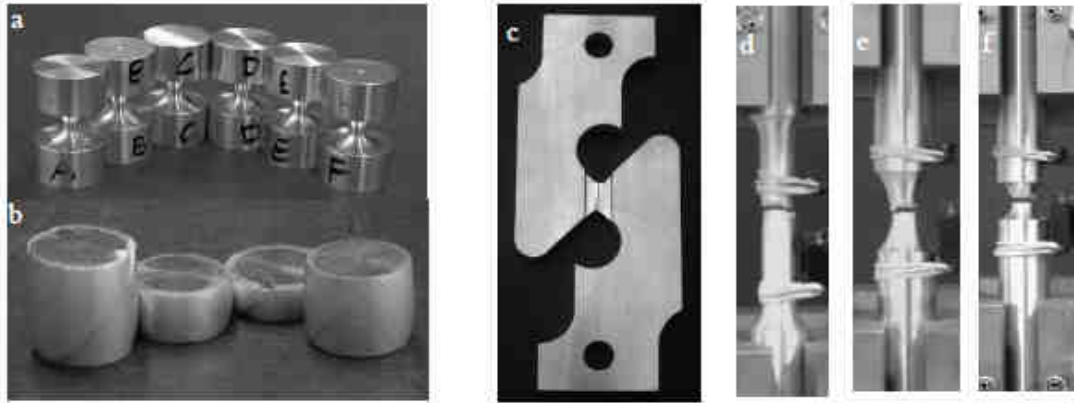


Figure 155 : Eprouvettes a) et b) de compression, c) éprouvette de cisaillement, d) éprouvette de traction lisse, e) et f) éprouvettes de traction entaillées utilisées dans les travaux de Bao et Wierzbicki [Bao04]

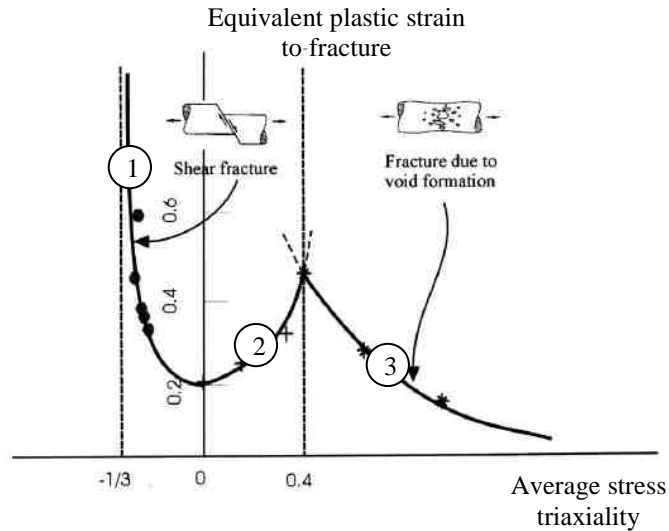


Figure 156 : Déformation à rupture d'un alliage d'aluminium 2024 avec le taux de triaxialité des contraintes [Bao04]

Certains auteurs se sont récemment intéressés à l'adaptation du modèle GTN pour modéliser la rupture à des triaxialités inférieures à celle en traction uniaxiale. Ainsi, Nahson et Hutchinson [Nahson08] ont cherché à adapter ce modèle au fait que la déformation équivalente à la rupture en cisaillement peut être très inférieure à celle en traction uniaxiale. En l'état, le modèle de Gurson identifie un unique paramètre d'endommagement f comme la fraction volumique moyenne de cavités :

$$\dot{f} = (1 - f)D_{kk}^p \quad (25)$$

Le mécanisme de croissance des cavités menant à la rupture suit la théorie de Rice et Tracey [Rice69]. L'augmentation de la fraction volumique de cavités requiert une contrainte moyenne hydrostatique positive. Pour cette raison, le modèle de Gurson ne modélise pas de ruptures aux faibles triaxialités car il n'y a pas de nucléation de cavités (localisation par cisaillement).

Pour modéliser la rupture à des faibles triaxialités, Nahson et Hutchinson modifient le paramètre d'endommagement f en ajoutant la contribution de la déformation des cavités par le cisaillement :

$$\dot{f} = (1 - f) \cdot D_{kk}^p + k_\omega \cdot f \cdot \omega(\sigma) \cdot \frac{s_{ij} \cdot D_{ij}^p}{\sigma_{eq}} \text{ avec } \omega(\sigma) = 1 - \left(\frac{27J_3}{2\sigma_{eq}^3} \right)^2 \quad (26)$$

avec D_{ij}^p le tenseur des vitesses de déformation plastique, D_{kk} le taux de variation de volume plastique, s_{ij} le déviateur des contraintes.

Bien que le volume des cavités n'augmente pas, la déformation de celles-ci par cisaillement contribue à l'augmentation de l'endommagement. Avec la proposition de Nahson et al, la contribution de l'endommagement en cisaillement est dépendant du troisième invariant J_3 des tenseurs de contraintes. Celui-ci est utilisé à travers le paramètre de Lode pour discriminer les états de contraintes axisymétriques des états de contraintes en déformations planes [Gao09]. Nous donnerons la définition de ce paramètre de façon plus précise dans le paragraphe 1.4.

Un autre exemple intéressant de modélisation couplée est la modélisation de la rupture en mode *slant* pour tube par un critère phénoménologique de rupture couplé à la loi d'écoulement par Huang et al [Huang09]. La fonction de charge est modifiée pour tenir compte de l'endommagement :

$$f = \sigma_{eq} - w(D) \cdot \sigma_m \quad (27)$$

avec $\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} \underline{s} : \underline{s}}$, $w(D) = 1 - D^\beta$ et σ_m la résistance de la matrice (sans cavités),

Dans ce modèle, la variable d'endommagement D est fonction de la déformation à rupture ε_f définie par :

$$\varepsilon_f = \varepsilon_{f0} \cdot \mu_p(p) \cdot \mu_\theta(\theta) \quad (28)$$

$\mu_p(p)$ et $\mu_\theta(\theta)$ sont deux fonctions respectivement de l'angle de Lode θ et de la pression hydrostatique p . ε_{f0} est la déformation à rupture à une pression hydrostatique nulle sous

condition de traction généralisée ($\theta = \frac{\pi}{6}$). Huang et al s'intéressent à l'influence de la

prise en compte des paramètres suivants sur le mode de rupture simulé par le modèle de comportement :

- l'adoucissement du comportement plastique lié à l'endommagement,
- le paramètre de Lode,
- la pression hydrostatique.

Cette étude est effectuée à partir d'une éprouvette légèrement entaillée dans l'épaisseur qui induit une sollicitation en déformation plane. La Figure 157 présente les résultats dans le plan de l'épaisseur de la tôle suivant huit cas de figure différents.

- Quand $\beta = \infty$, l'endommagement n'est pas couplé à la loi d'écoulement.
- Quand $\beta = 2$, l'endommagement adoucit le comportement plastique du matériau.
- Quand $\mu_p \neq 1$, le critère de rupture est une fonction de la triaxialité des contraintes (quand $\mu_p = 1$, la triaxialité des contraintes n'est pas prise en compte).
- Quand $\mu_\theta \neq 1$, le critère de rupture est une fonction du paramètre de Lode (quand $\mu_\theta = 1$, le paramètre de Lode n'est pas pris en compte).

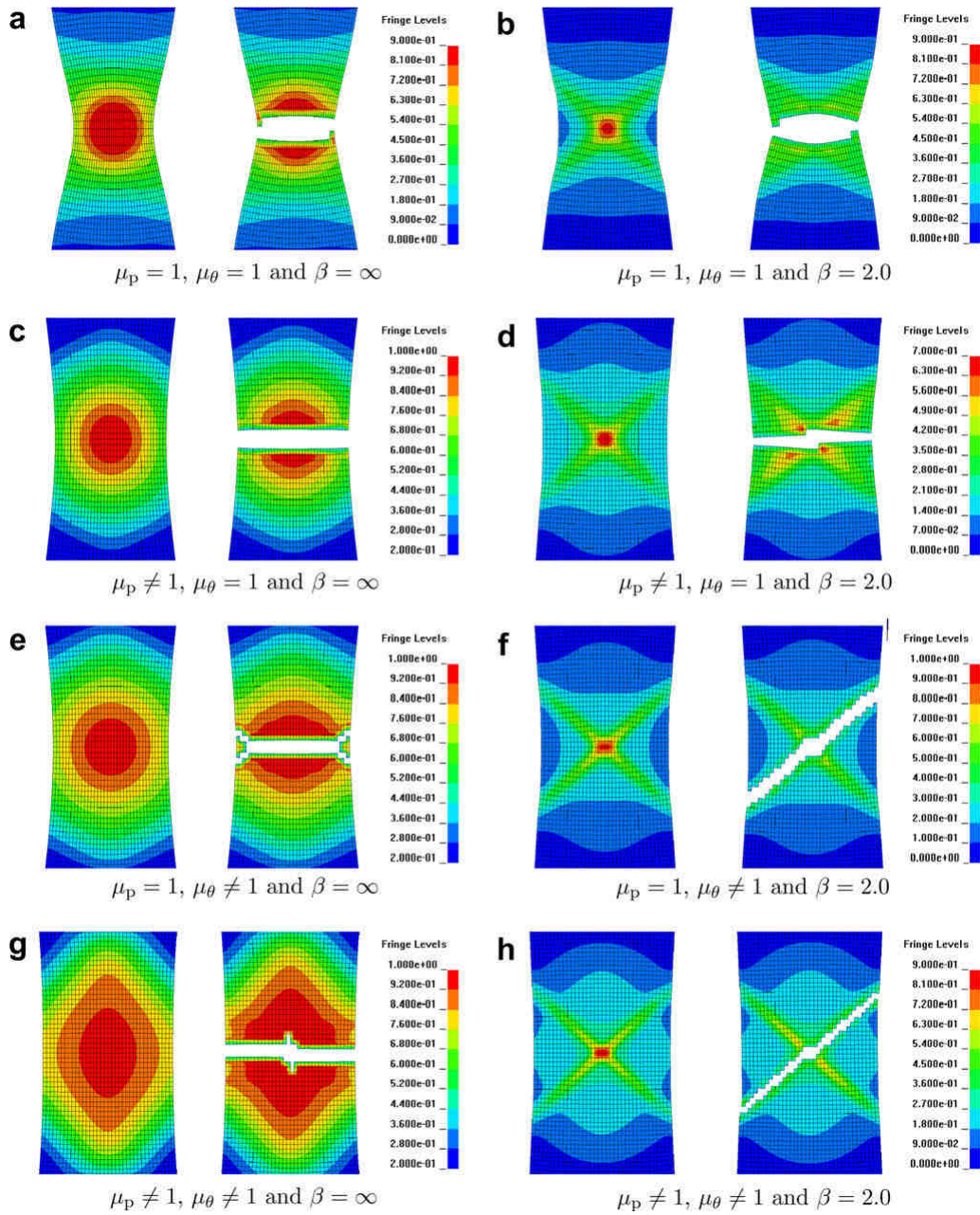


Figure 157 : Simulation de la distribution de l'endommagement juste avant rupture et du mode de rupture en déformation plane de l'alliage 2024-T3 suivant huit cas de figure différents [Huang09]

Huang et al montrent que les seuls cas de figure où la rupture est simulée en mode *slant* (dans la direction de l'épaisseur) sont les cas où le modèle tient compte du paramètre de Lode et de l'effet adoucissant de l'endommagement sur le comportement plastique (cas de figure f et h). Le cas de figure e, où le critère de rupture dépend exclusivement du paramètre de Lode (l'endommagement n'est pas couplé au modèle plastique), présente un mode de rupture mixte avec une rupture plane au centre et en biseau sur les bords de l'éprouvette. Dans cette étude, le paramètre de Lode semble donc avoir une influence non négligeable sur la prédiction du mode de rupture en mode *slant* à partir de la formation d'une bande de cisaillement.

De même, Besson et al effectuent une analyse par éléments finis de la formation de fissures en mode *slant*. Le comportement plastique d'un acier ferrito-perlitique X70 HSLA est modélisé par le critère anisotrope de Hill. La loi d'écoulement est couplée soit au modèle d'endommagement continu de Rousselier ou au modèle de Gurson (plusieurs versions du modèle de Gurson sont testées). Besson et al [Besson06] utilisent la condition de localisation de Rice [Rice76] comme indicateur de la zone où l'endommagement peut s'initier. Dans l'approche de Rice, la localisation est le passage d'un état de déformation quasi-homogène à un état de déformation hétérogène qui présente une discontinuité du gradient des vitesses de déformation. La déformation se concentre alors dans une bande de cisaillement caractérisée par sa normale \vec{n} (Figure 158). Cette discontinuité du gradient de vitesses est traitée comme une perte d'ellipticité du problème d'équilibre. Le critère de Rice n'est donc pas un critère de rupture mais il permet d'estimer l'orientation de la bande de localisation et la déformation critique minimale.

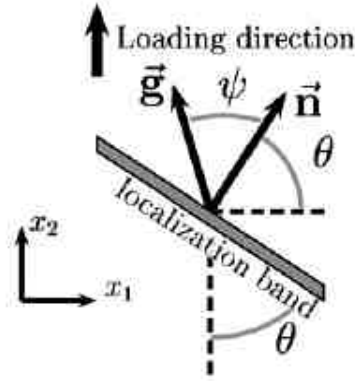


Figure 158 : Description de la bande de localisation [Besson06]

La discontinuité du gradient de vitesses entre l'intérieur et l'extérieur de la bande est exprimée par la relation :

$$[\dot{\epsilon}] = \frac{1}{2}(\bar{g} \otimes \vec{n} + \vec{g} \otimes \bar{n}) \quad (29)$$

La condition générale de localisation se traduit par l'annulation du déterminant du tenseur acoustique :

$$\exists \vec{n}, \det(\vec{n} \cdot \underline{\underline{L}} \cdot \vec{n}) = 0 \quad (30)$$

avec $\underline{\underline{L}}$ la matrice tangente élastoplastique.

Besson et al analyse l'influence du maillage et du modèle de comportement sur la formation de la rupture en mode *slant*. Cette étude est réalisée par simulation numérique d'essais sur éprouvettes entaillées induisant un état de déformation plane (identiques à celles de l'étude de Huang et al). Expérimentalement, la rupture prend la forme de deux biseaux dans l'épaisseur orientée d'environ 45° (Figure 159a) alors que la rupture de l'acier TWIP se caractérise par un seul biseau dans l'épaisseur. Il faut noter cependant que l'épaisseur entre les entailles des éprouvettes de Besson et al est de 5mm, donc beaucoup plus importante que celle de la tôle en acier TWIP.

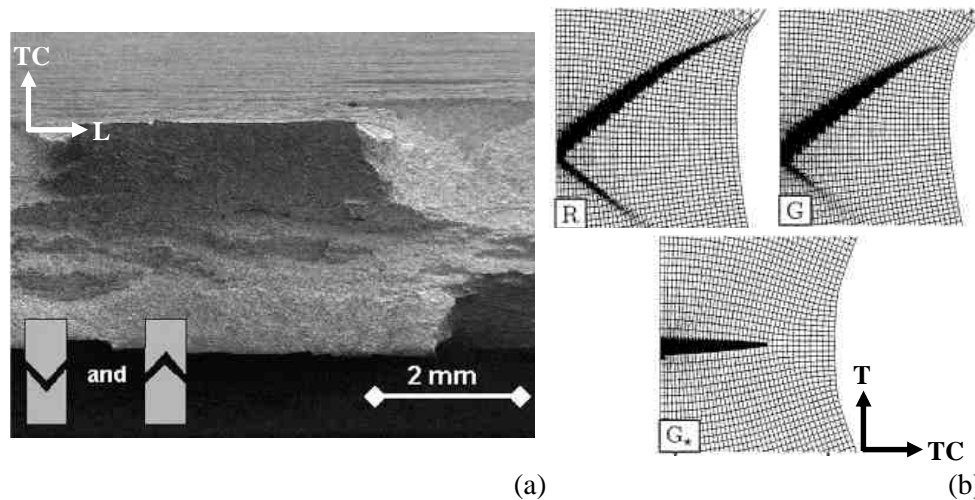


Figure 159 : a) Mode de rupture d'une éprouvette entaillée de déformation plane, b) Localisation de l'endommagement par le critère de Rice avec le modèle de R: Rousselier, G: Gurson, G* : Gurson modifié

- Une forte dépendance du mode de rupture au maillage est observée (taille, ratio et type d'éléments). Un nombre minimum d'éléments dans l'épaisseur est nécessaire pour conduire à une rupture en mode slant.
- Lorsque la rupture est contrôlée par la croissance de cavités (modèles R et G sur la Figure 159b), alors le modèle de comportement conduit à une rupture en mode slant. Lorsque la rupture est contrôlée par la coalescence de cavités, alors le modèle de comportement conduit à une rupture en cup-cone.
- Quel que soit le modèle de comportement, l'orientation de la bande de localisation estimée par le critère de Rice est proche de 45° (résultats couramment rapportés pour les matériaux poreux).
- La prise en compte de l'anisotropie du comportement modifie l'orientation de la zone endommagée par rapport à celle mesurée lorsque le matériau est considéré comme isotrope. L'angle numérique mesurée à partir de l'« endommagement » du maillage est alors différent de celui de la bande de localisation estimée par le critère de Rice. Ces deux angles sont égaux quand le matériau est considéré isotrope.

Avec un ajustement des paramètres de leurs modèles, les simulations numériques de Huang et al et de Besson et al conduisent toutes deux à une rupture en mode *slant* des éprouvettes de déformations planes. Les critères utilisés dans ces travaux sont basés sur des approches différentes : il s'agit d'un critère de rupture phénoménologique pour Huang et al et d'un critère en localisation pour Besson et al. La prédiction de la rupture en mode *slant* semble donc être dépendent de nombreux paramètres tels que l'épaisseur de la tôle, l'effet adoucissant de l'endommagement, le mode de déformation, le choix du modèle de comportement... Il semble donc difficile d'établir une définition précise de la rupture en mode *slant* en termes de mécanismes physiques liés à la forme macroscopique de la rupture et d'identifier les paramètres critiques qui conduisent à ce mode de rupture (c'est-à-dire les paramètres qui seraient nécessaires de prendre en compte pour prédire une propagation de fissures en mode *slant*).

1.2.2 Modèles non couplés

Les modèles dits non couplés sont formulés à partir d'une variable d'endommagement exprimée en fonction de variables mécaniques tels que la déformation plastique équivalente, la pression hydrostatique, les invariants du tenseur des contraintes... La rupture intervient quand la variable d'endommagement D atteint une valeur critique D_c :

$$f(\sigma, \varepsilon_{eq}) \geq D_c \text{ (critère local en temps et en espace)} \quad (31)$$

$$\int_0^{\varepsilon^f} f(\sigma, \varepsilon_{eq}) d\varepsilon_{eq} \geq D_c \text{ (critère local en espace, global en temps)} \quad (32)$$

Parmi ces critères, nous pouvons par exemple citer :

- le modèle de Cockroft et Latham [Cockroft68] qui exprime la variable D comme le rapport de la contrainte principale σ_1 sur la contrainte équivalente σ_{eq} :

$$\int_0^{\varepsilon^f} \frac{\sigma_1}{\sigma_{eq}} d\varepsilon_{eq} \geq D_c \quad (33)$$

- le modèle de Mc Clintock [McClintock68] qui considère la croissance de cavités cylindriques dans un matériau parfaitement plastique et où D est exprimé en fonction de la triaxialité des contraintes :

$$\int_0^{\varepsilon^f} \exp(\sqrt{3} \frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}) d\varepsilon_{eq} \geq D_c \quad (34)$$

- de même, le modèle de Rice et Tracey [Rice69] qui considère la croissance de cavités sphériques dans un matériau rigide parfaitement plastique :

$$\int_0^{\varepsilon^f} \exp(\frac{3}{2} \frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}) d\varepsilon_{eq} \geq D_c \quad (35)$$

- le modèle de Oyane et al [Oyane80] basé sur la théorie de la plasticité en milieu poreux (croissance de cavités) :

$$\int_0^{\varepsilon^f} (1 + A \frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}) d\varepsilon_{eq} \geq D_c \text{ avec } A \text{ un paramètre matériau} \quad (36)$$

Généralement, les critères de Mc Clintock, de Rice ou de Oyane modélisent correctement la rupture lorsque celle-ci est pilotée par la croissance et coalescence de cavités à des taux relativement élevés de triaxialité. De la même manière que pour les modèles couplés, nous nous intéressons aux modèles de rupture capables de simuler la rupture pour une large gamme de triaxialités des contraintes, et notamment pour les faibles triaxialités. Les exemples de la littérature montrent que certains critères semblent adaptés à la modélisation de la rupture pour des faibles triaxialités, parmi lesquels ceux couramment utilisés pour la modélisation de la rupture des sols et des roches :

- le modèle en cisaillement maximum ou de Tresca pour les ruptures en localisation par bande de cisaillement [Bardet90]. Il s'agit d'un critère local. La contrainte de cisaillement maximum est définie par :

$$\tau_{\max} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} \geq D_c \quad (37)$$

σ_1 et σ_3 sont les contraintes principales majeure et mineure.

- le modèle de Mohr-Coulomb avec lequel la rupture intervient quand une combinaison de contrainte normale σ et de la contrainte de cisaillement τ_ϕ atteint une valeur critique (pour l'orientation de facette la plus critique) :

$$\tau_\phi = c + \sigma \tan \phi \quad (38)$$

avec c le paramètre de cohésion et ϕ l'angle de friction. Le critère de Mohr-Coulomb est représenté sur la Figure 160.

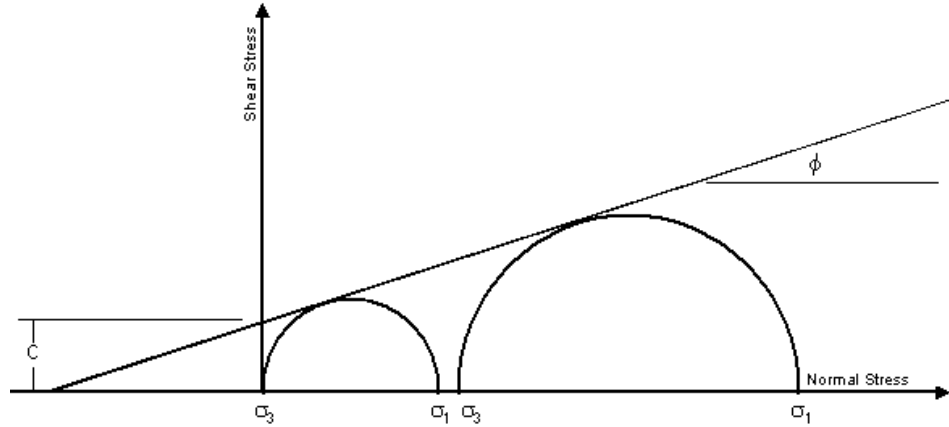


Figure 160 : Représentation graphique du critère de rupture de Mohr-Coulomb

Le critère de Mohr-Coulomb a été ensuite formulé avec les coordonnées de Haigh-Weestergaard (ou coordonnées de Lode) dans l'espace des contraintes principales par Fricker et al [Fricker99] et Bai et al [Bai10], ce dernier l'appliquant à la rupture ductile de l'alliage d'aluminium 2024-T3. Nous présenterons ce système de coordonnées basés sur les trois invariants du tenseur des contraintes dans le paragraphe suivant qui décrit les variables mécaniques nous permettant de décrire un état de contraintes.

Xue et Wierzbicki [Wierzbicki05] ont utilisés ces mêmes variables pour définir des critères de rupture phénoménologiques où la variable d'endommagement D est fonction de la triaxialité des contraintes η et du paramètre de Lode ξ :

$$\int_0^{\varepsilon^f} F(\eta, \xi) d\bar{\varepsilon} \geq D_c \quad (39)$$

avec, par exemple, le critère X-W [Wierzbicki05] repris par Zadpoor et al [Zadpoor09] où

$$F(\eta, \xi) = C_1 e^{-C_2 \eta} - (C_1 e^{-C_2 \eta} - C_3 e^{-C_4 \eta}) (1 - \xi^m)^{1/m} \quad (40)$$

avec C_1 , C_2 , C_3 , C_4 quatre paramètres à identifier sur autant d'essais expérimentaux et $m = \frac{1}{n}$ avec n le coefficient de la loi d'écrouissage d'Hollomon.

Xue et Wierzbicki ont calibré puis testé sept critères de rupture différents pour simuler la rupture de l'alliage d'aluminium 2024. La Figure 161 et la Figure 162 superposent la CLF estimée par le critère en cisaillement maximum (Figure 161) et par le critère X-W (Figure 162) avec les points expérimentaux représentatifs de la rupture dans différents modes de sollicitation [Bao04-2]. La déformation plastique équivalente à la rupture a été identifiée par simulation des essais expérimentaux avec un modèle de comportement basé sur le critère de plasticité de von Mises et une loi d'écrouissage de type Hollomon, bien que le comportement de l'alliage d'aluminium 2024 soit anisotrope [Bron04]. Ces deux critères prédisent de façon correcte la rupture de l'alliage d'aluminium 2024-T3, sauf pour les modes de sollicitation caractérisés par une triaxialité des contraintes supérieure à 0,6. En effet, le point expérimental n°3, dont la sollicitation est caractérisée par une triaxialité proche de 1, est très largement surestimée par les deux critères. On peut dire cependant que la prédiction de la formabilité avec le critère en cisaillement maximum donne des bons résultats compte-tenu de la simplicité du critère avec un unique paramètre à identifier. Nous émettons toutefois des réserves sur la validité des valeurs de déformations plastiques à la rupture estimées avec un modèle de comportement ne tenant pas compte de l'anisotropie du matériau.

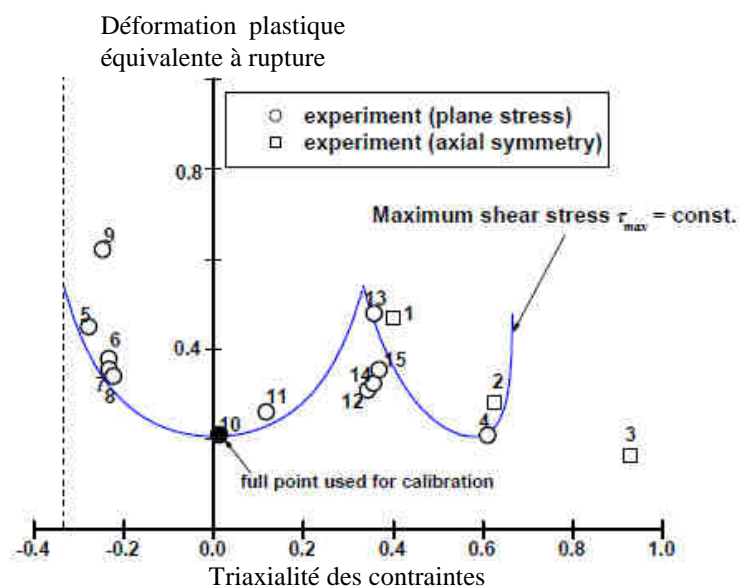


Figure 161 : CLF estimée par le critère en cisaillement maximum pour l'alliage d'aluminium 2024-T3 [Wierzbicki05]

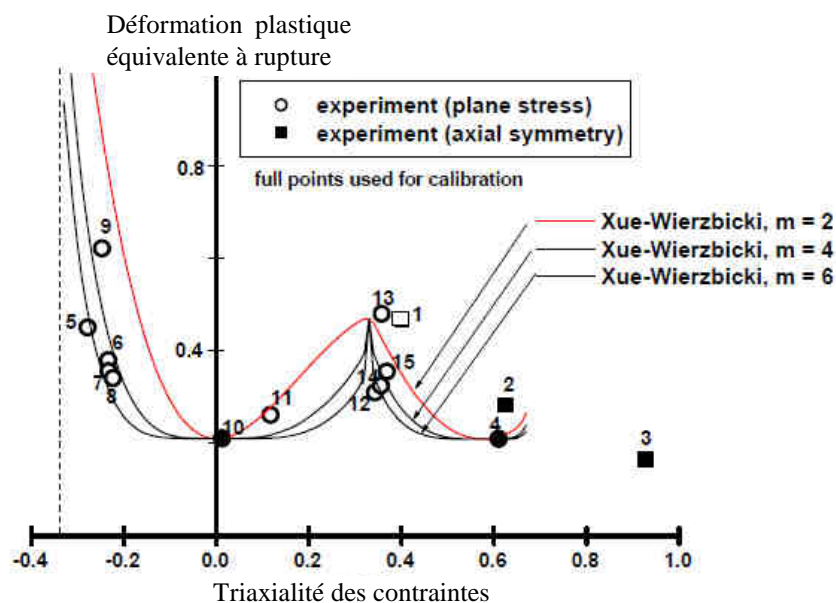


Figure 162 : CLF estimée le critère X-W pour l'alliage d'aluminium 2024-T3 [Wierzbicki05]

1.2.3 Choix de l'approche pour la modélisation de la rupture de l'acier TWIP

Macroscopiquement, les courbes issues des essais sous différents modes de déformation ne présentent pas de chute de la charge avant la rupture. Il semble donc qu'un critère d'amorçage suffit à prédire la rupture de l'acier TWIP et qu'il n'est pas nécessaire de coupler l'endommagement à la loi de comportement. Notre choix se porte donc sur un modèle de rupture non couplé au modèle décrivant le comportement plastique.

Les critères de rupture dont la théorie est basée sur la croissance de cavités (typiquement le critère de Rice et Tracey) ne semblent pas adaptés pour notre étude. En effet, il semble que l'endommagement de l'acier TWIP s'effectue sans croissance de cavités (ou très peu). Peu d'auteurs proposent une modélisation de la rupture par bandes de cisaillement en considérant en même temps le caractère ductile de la rupture. Pour ce type de modélisation (qui ne considère pas la croissance de cavités comme le mécanisme pilotant la rupture), il faut plutôt se rapprocher des critères développés pour la rupture des sols ou des roches, comme par exemple le critère en cisaillement maximum. Toutefois, il s'agit pour la grande majorité d'entre eux de critères phénoménologiques.

Les critères phénoménologiques ne modélisent pas directement les mécanismes physiques de la rupture ductile mais prédisent l'initiation de l'endommagement comme une combinaison de variables représentatives de l'état de contraintes. Malgré les difficultés pour relier le choix d'un critère formulé sur des variables empiriques aux mécanismes physiques de rupture propres au matériau étudié, ces critères sont couramment utilisés pour leur simplicité de formulation et de calibration.

De nombreux exemples de modélisation de la rupture d'alliages d'aluminium ont été trouvés dans la littérature (nous n'avons pas cité le modèle de Johnson-Cook, de Wilkins...). Dans le but d'identifier un critère de rupture pour prédire la formabilité de l'acier TWIP, nous nous intéressons surtout aux choix des variables mécaniques et à la démarche adoptée dans les travaux de la littérature. Nous ajoutons à cela un objectif supplémentaire qui est de simuler correctement le comportement plastique du matériau et donc les courbes macroscopiques représentatives des essais réalisés dans cette étude (Chapitre 3).

1.3 Critère de rupture phénoménologique

1.3.1 Choix des variables mécaniques

L'état de contraintes d'un matériau est décrit dans un repère $(\vec{e}_1, \vec{e}_2, \vec{e}_3)$ pour un point M donné par un tenseur d'ordre 2 symétrique :

$$\underline{T} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{12} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{13} & \sigma_{23} & \sigma_{33} \end{pmatrix} \quad (41)$$

Dans le repère principal, le tenseur des contraintes s'écrit :

$$\underline{T} = \begin{pmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{pmatrix} \quad (42)$$

avec σ_1 , σ_2 et σ_3 les contraintes principales qui permettent de déterminer les invariants du tenseur, dont les expressions restent invariantes quelque soit le changement d'axes de référence :

$$I_1 = tr(\underline{T}) = \sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3 \quad (43)$$

$$I_2 = \sigma_1\sigma_2 + \sigma_2\sigma_3 + \sigma_3\sigma_1 \quad (44)$$

$$I_3 = \det(\underline{T}) = \sigma_1\sigma_2\sigma_3 \quad (45)$$

Le tenseur des contraintes \underline{T} est décomposable en une somme de deux tenseurs : le déviateur \underline{s} et la pression hydrostatique p :

$$\underline{T} = \begin{pmatrix} s_{11} & s_{12} & s_{13} \\ s_{12} & s_{22} & s_{23} \\ s_{13} & s_{23} & s_{33} \end{pmatrix} + \begin{pmatrix} p & 0 & 0 \\ 0 & p & 0 \\ 0 & 0 & p \end{pmatrix} \quad (46)$$

$$\text{avec } p = \frac{1}{3} tr(\underline{T}) = \frac{I_1}{3}.$$

On a également :

$$s_{ij} = T_{ij} - \frac{I_1}{3} \delta_{ij} \quad (47)$$

$$tr(\underline{s}) = 0 \quad (48)$$

Le déviateur a les mêmes directions principales que le tenseur des contraintes :

$$\underline{s} = \begin{pmatrix} s_1 & 0 & 0 \\ 0 & s_2 & 0 \\ 0 & 0 & s_3 \end{pmatrix} \quad (49)$$

Les invariants du déviateur du tenseur des contraintes sont :

$$J_1 = \text{tr}(\underline{s}) = s_1 + s_2 + s_3 = 0 \quad (50)$$

$$J_2 = \frac{1}{2} \underline{s} : \underline{s} = \frac{1}{2} (s_1^2 + s_2^2 + s_3^2) \quad (51)$$

$$J_3 = \det(\underline{s}) = s_1 s_2 s_3 \quad (52)$$

La plasticité d'un matériau peut être représenté par une surface à deux dimensions dans l'espace du premier invariant du tenseur des contraintes I_1 et du deuxième et troisième invariant du déviateur des contraintes J_2 et J_3 . Cette surface est donc définie par :

$$f(I_1, J_2, J_3) = 0 \quad (53)$$

Dans le cas des matériaux dont la cohésion est assurée par l'adhérence (frottement), comme les sols, on utilise les variables p , q et r :

$$p = \frac{1}{3} I_1 \quad (54)$$

$$q = \sigma_{eq(M)} = \sqrt{3J_2} \quad (55)$$

$$r = 3 \left(\frac{J_3}{2} \right)^{1/3} \quad (56)$$

avec $\sigma_{eq(M)}$ la contrainte équivalente de von Mises.

Les variables ξ , ρ et θ (coordonnées de Haigh-Westergaard) décrivent la même surface dans un système de coordonnées cylindriques (Figure 163) :

$$\xi = \frac{I_1}{\sqrt{3}} = \sqrt{3} p \quad (57)$$

$$\rho = \sqrt{2J_2} = \sqrt{\frac{2}{3}} q \quad (58)$$

$$\theta = \frac{1}{3} \cos^{-1} \left[\left(\frac{r}{q} \right)^3 \right] = \frac{1}{3} \cos^{-1} \left(\frac{3\sqrt{3}}{2} \frac{J_3}{J_2^{3/2}} \right) \quad (59)$$

avec θ l'angle de Lode.

Dans l'espace de Haigh-Westeergard, ξ décrit l'altitude sur la trisectrice, ρ la distance à cet axe, θ l'angle autour de cet axe (Figure 163).

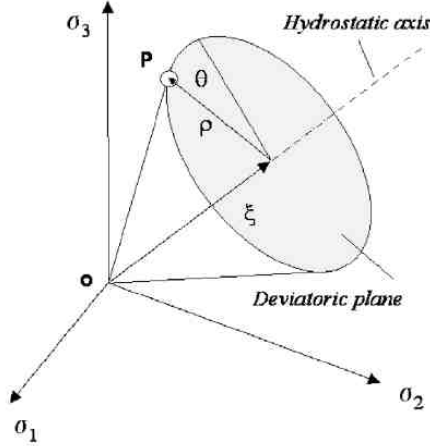


Figure 163 : Représentation d'un état de contraintes dans l'espace de Haigh-Westeergard

La plupart des critères de rupture empiriques sont formulés à partir de la triaxialité des contraintes et le paramètre de Lode X définis par :

$$\eta = \frac{p}{q} = \frac{1}{3} \frac{tr(\underline{\sigma})}{\sigma_{eq}} \quad (60)$$

$$X = \cos(3\theta) = \left(\frac{r}{q} \right)^3 = \frac{3\sqrt{3}}{2} \frac{J_3}{J_2^{3/2}} \quad (61)$$

ou, avec $q = \sigma_{eq(M)}$,

$$X = \cos(3\theta) = \frac{27}{2} \frac{J_3}{\sigma_{eq(M)}^3} \quad (62)$$

La triaxialité des contraintes et le paramètre de Lode sont donc des combinaisons adimensionnelles des invariants du tenseur des contraintes.

La **triaxialité des contraintes** est un paramètre souvent utilisé pour caractériser le « confinement » plastique qui explique pourquoi la rupture s'amorce au centre d'une éprouvette axisymétrique entaillée où se développe la striction. La variation de la triaxialité des contraintes maximale avec les dimensions de l'éprouvette entaillée (Figure 164) est donnée par la relation de Bridgman :

$$\left(\frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}} \right)_{\max} = \frac{1}{3} + \ln\left(\frac{\phi_0}{2r_d} + 1 \right) \quad (63)$$

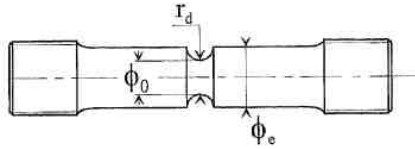


Figure 164 : Epreuve entaillée axisymétrique de traction

En 1952, Bridgman montre que la déformation à rupture en traction augmente de façon importante si l'essai de traction est réalisé sous pression hydrostatique (c'est-à-dire à l'intérieur d'une enceinte contenant un fluide sous pression) car la triaxialité des contraintes est réduite [Bridgman52]. Le concept de triaxialité des contraintes est lié aux mécanismes de rupture ductile basé sur la croissance et la coalescence de cavités. McClintock et Rice et Tracey montrent ainsi que la rupture ductile des matériaux métalliques dépend de la contrainte hydrostatique et proposent des critères basés sur la croissance de cavités cylindriques et sphériques respectivement (modèles de rupture non couplés présentés au paragraphe 1.2.2 de ce chapitre).

Dans le cas de l'acier TWIP, il nous semble que la triaxialité des contraintes n'est pas le paramètre le plus pertinent pour décrire l'état de contraintes car l'acier TWIP présente peu de croissance de cavités. Dans le but d'identifier un critère de rupture phénoménologique, nous nous sommes surtout intéressés à l'angle de Lode.

Le **paramètre de Lode** a été surtout utilisé pour définir un critère de rupture pour les sols et roches [Bardet90, Fricker99]. Les sols et roches sont des matériaux très sensibles à la pression hydrostatique mais le troisième invariant du tenseur des contraintes influence également le comportement à rupture de ces matériaux. Plus récemment, certains auteurs se sont intéressés à ce paramètre pour la rupture ductile des matériaux métalliques [Wierzbicki05, Nahson08, Coppola09, Gao09, Mirone10].

Gao et al effectuent une analyse micromécanique par éléments finis pour démontrer que l'angle de Lode influence la rupture ductile, indépendamment de la triaxialité des contraintes. Pour cela, le matériau est considéré comme un agrégat de cellules élémentaires qui contiennent une cavité sphérique en leur centre (Figure 165a). Le matériau obéit au critère de von Mises et suit une loi de d'écrouissage de type Hollomon. La fraction de cavités dans l'agrégat est de $f_0=0,02$.

Un état de contraintes triaxial est appliqué, tel que $\Sigma_2 \geq \Sigma_3 \geq \Sigma_1$ avec $\Sigma_1, \Sigma_2, \Sigma_3$ les contraintes principales (Figure 165b). Ces conditions impliquent une diminution de la dimension de la cellule dans la direction X, même lorsque la triaxialité des contraintes imposées est élevée (Figure 166a). A un certain niveau de déformation, la déformation dans la direction X est constante et la sollicitation devient uniaxiale car la déformation se localise dans un ligament entre deux cavités sphériques voisines, ce qui marque le début de la coalescence. Gao et al définissent E_c comme la déformation effective macroscopique à l'initiation de la coalescence. Pour démontrer l'influence de l'angle de Lode sur la rupture ductile, des simulations sur cet agrégat sont réalisées à un taux de triaxialité constant ($T=2/3$) mais à des angles de Lode variables ($-30^\circ < \theta < 30^\circ$).

La Figure 166b montre de façon évidente l'influence de l'angle de Lode sur la déformation à laquelle s'initie la coalescence des cavités. Celle-ci est accélérée par la prise en compte de cavités secondaires qui s'initient à l'intérieur du ligament, entre deux cavités voisines. De même, une série de simulations est réalisée avec comme variables l'angle de

Lode et la triaxialité des contraintes. Le résultat est une surface caractérisant la limite de déformation macroscopique à l'initiation de la rupture (Figure 167).

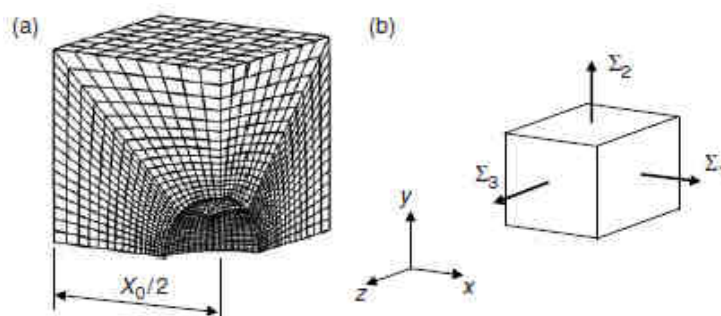


Figure 165 : a) Un huitième du maillage d'une cellule élémentaire avec une cavité sphérique en son centre. b) Etat de contraintes appliqué ($\Sigma_1, \Sigma_2, \Sigma_3$ sont les contraintes principales) [Gao09]

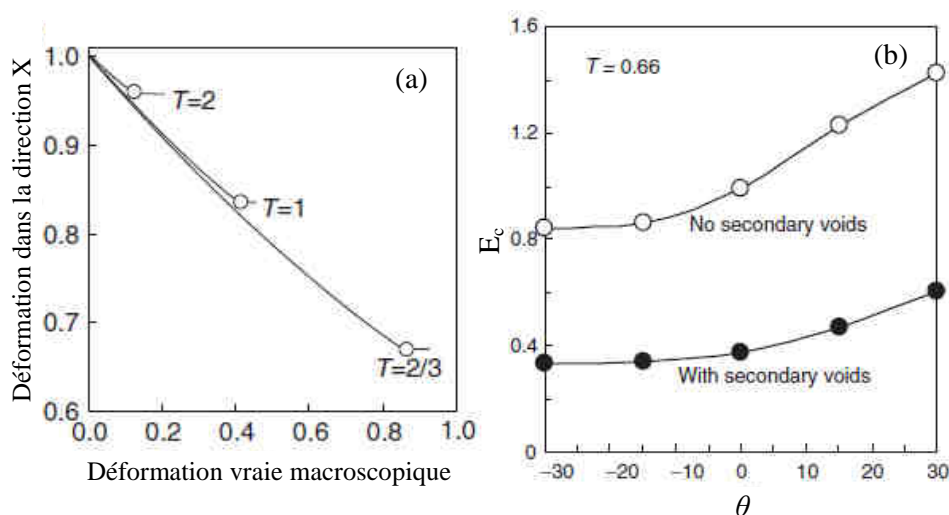


Figure 166 : a) Variation de la déformation dans la direction X avec la déformation macroscopique effective. b) Variation de la déformation macroscopique à l'initiation de la coalescence avec l'angle de Lode [Gao09]

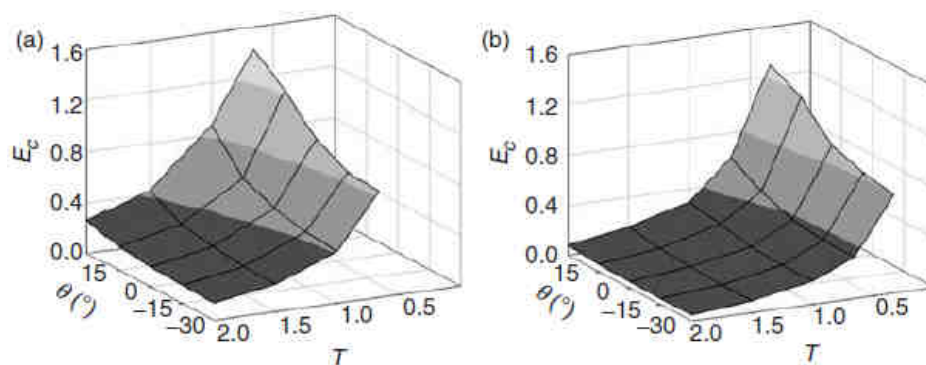


Figure 167 : Variation de la déformation macroscopique à l'initiation de la coalescence avec la triaxialité des contraintes et l'angle de Lode. a) $f_0=0,02$ sans cavité secondaire, b) $f_0=0,02$ avec cavités secondaires [Gao09]

De la même façon, Wierzbicki et al [Wierzbicki05] cherchent à représenter le critère X-W (dont l'équation est présentée dans la partie 1.2.2 de ce chapitre) comme une surface de rupture dans le repère $(\mathcal{E}_{eq}^f, \eta, X)$. Ils montrent que la déformation plastique équivalente à rupture est bornée par deux courbes limites, l'une correspondant aux états de contraintes axisymétriques ($X=1$) et l'autre aux états de déformations planes ($X=0$) (Figure 168a). Wierzbicki et al cherchent à ramener chaque essai réalisé pour identifier la CLF, à un état de contraintes bidimensionnel et non tridimensionnel, afin de décrire cet état par deux variables seulement et non trois variables. Ainsi, en faisant l'hypothèse de trajets en contraintes planes, Wierzbicki et al trouvent une relation entre η et X (Figure 168b) qui permet dans ce cas de simplifier le critère X-W à deux variables \mathcal{E}_{eq}^f et η :

$$X = -\frac{27}{2}\eta(\eta^2 - \frac{1}{3}) \quad (64)$$

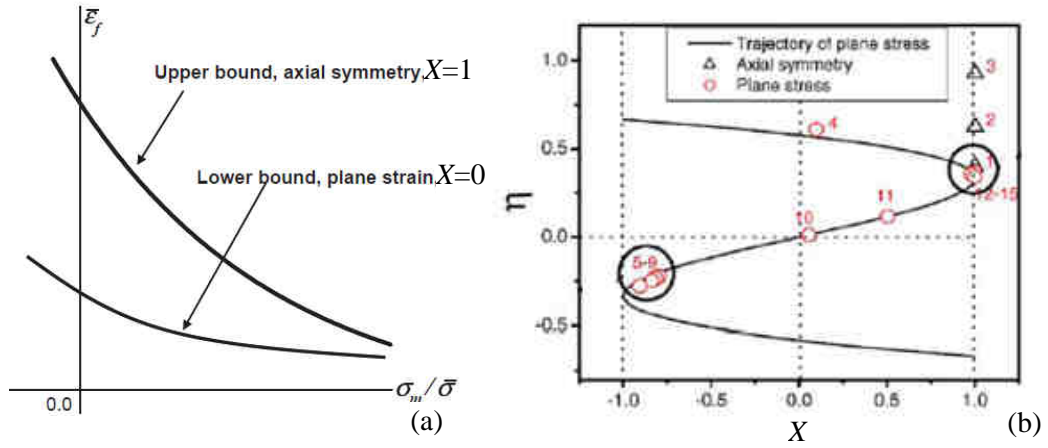


Figure 168 : a) Bornes de la déformation équivalente entre deux courbes limites caractéristiques des états axisymétriques et en déformation plane , b) Relation en η et X en condition de contraintes planes [Wierzbicki05]

La Figure 169 représente de le critère X-W dans l'espace $(\mathcal{E}_{eq}^f, \eta, X)$.

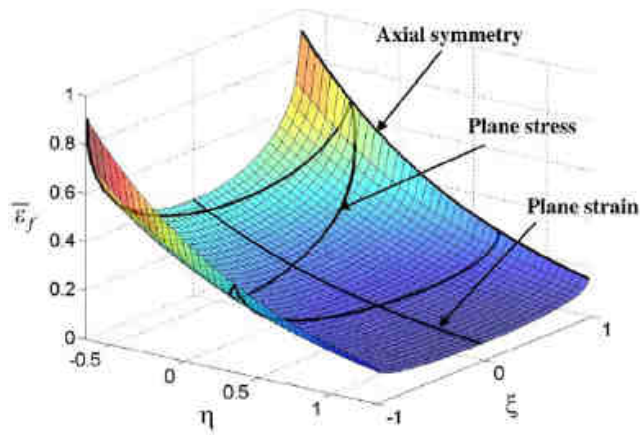


Figure 169 : Représentation du critère X-W dans l'espace $(\mathcal{E}_{eq}^f, \eta, X)$ [Wierzbicki05]

Généralement, les CLF de matériaux utilisés sous forme de tôles sont caractérisées par des essais impliquant des états en contraintes planes (et pas seulement des états de contraintes axisymétriques ou des états de déformations planes). Un critère de rupture comme proposé par Wierzbicki et al se présente donc sous la forme d'une surface 3D dans l'espace $(\epsilon_{eq}^f, \eta, X)$. Malgré les bons résultats du critère X-W pour la prédiction de la formabilité de l'alliage d'aluminium 2024-T3, cette représentation nous semble peu visuelle et les résultats sur la prédiction de la rupture ne sont alors pas faciles à traiter.

C'est pourquoi, nous avons plutôt choisi de reprendre la démarche de Bardet et al et Fricker et al ([Bardet90, Fricker99] pour la rupture des sols) où la surface de rupture est représentée dans l'espace des contraintes principales avec les coordonnées de Haigh-Westeergaard, comme schématisé sur la Figure 170. Cette représentation est similaire à la représentation 3D des surfaces de plasticité. Par exemple, dans l'espace des contraintes principales, le critère de von Mises prend la forme d'un cylindre dont l'axe est la trisectrice du repère. On retrouve la forme en ellipse classique du critère de von Mises en effectuant l'intersection du cylindre avec le plan $\sigma_2 = 0$. On considère donc une surface de rupture qui peut être différente de la surface de plasticité, mais elle est représentée dans le même repère.

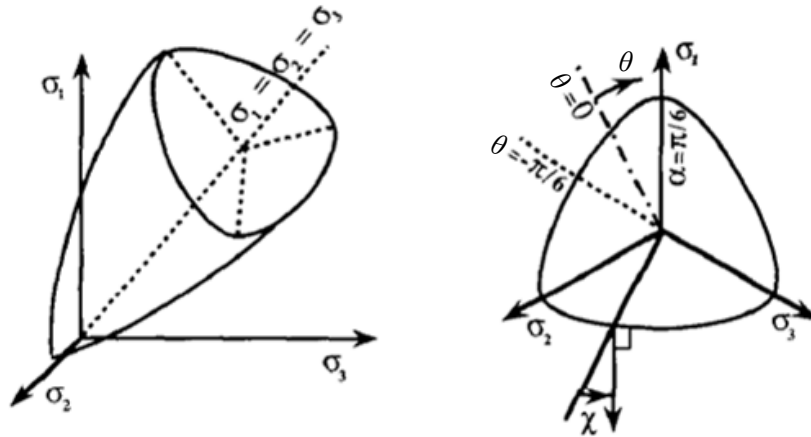


Figure 170 : Représentation schématisée d'une surface de rupture dans l'espace des contraintes principales

Bardet et al représente différents critères d'écoulement qu'il considère comme une surface de rupture. Ces critères sont soit dépendants de la pression hydrostatique ou une dépendance à la pression hydrostatique est ajoutée, comme par exemple pour le critère de Tresca (Exemples dans le Tableau 9). Ils sont formulés à partir des coordonnées de Haigh-Westeergaard. Dans l'espace des contraintes principales, l'équation générale du critère est de la forme :

$$\rho = C(\xi, \theta) \quad (65)$$

Les équations du Tableau 9 caractérisent $\frac{1}{6}$ de la surface de rupture schématisée Figure 170 car $-\frac{\pi}{6} \leq \theta \leq \frac{\pi}{6}$ (avec $\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$). La surface de rupture telle que présentée par exemple sur la Figure 171a dans le plan (ρ, θ) , est reconstruite par symétrie.

La Figure 171a est une représentation du critère de Mohr-Coulomb dans le plan du deuxième et troisième invariant (ρ, θ). Pour différents valeurs du coefficient β , la forme de la surface de rupture de Mohr-Coulomb est comprise entre une forme en triangle ($\beta=0,5$) et la surface de Tresca ($\beta=1$). Bardet et al superposent ensuite les surfaces représentatives de différents critères avec ses points expérimentaux dans l'espace 3D des contraintes principales (Figure 171b).

	Dépendance	Equation du critère	Forme de la surface de rupture
von Mises	$\rho = \text{Constante}$	$\rho = \text{Constante}$	Cylindre
Tresca	$\rho = C(\theta)$	$\rho = \frac{a_1}{\cos(\theta)}$	Prisme hexagonal
Drucker-Prager	$\rho = C(\xi)$	$\rho = a_1 \xi + b_1$	Cône de section circulaire
Tresca modifié	$\rho = C(\theta, \xi)$	$\rho = \frac{a_1 + b_1 \xi}{\cos(\theta)}$	Cône de section hexagonale
Mohr-Coulomb	$\rho = C(\theta, \xi)$	$\frac{\sqrt{3}\beta\rho}{g(\theta)} + \xi(\beta-1) - 2c\sqrt{(1-2\beta)(\beta+1)}$ avec $\beta = \frac{3 - \sin \phi}{3 + \sin \phi}$	Figure 171a

Tableau 9 : Différentes fonctions d'écoulement exprimées dans l'espace des contraintes principales avec les coordonnées de Haigh-Westeergaard (adapté de [Bardet90])

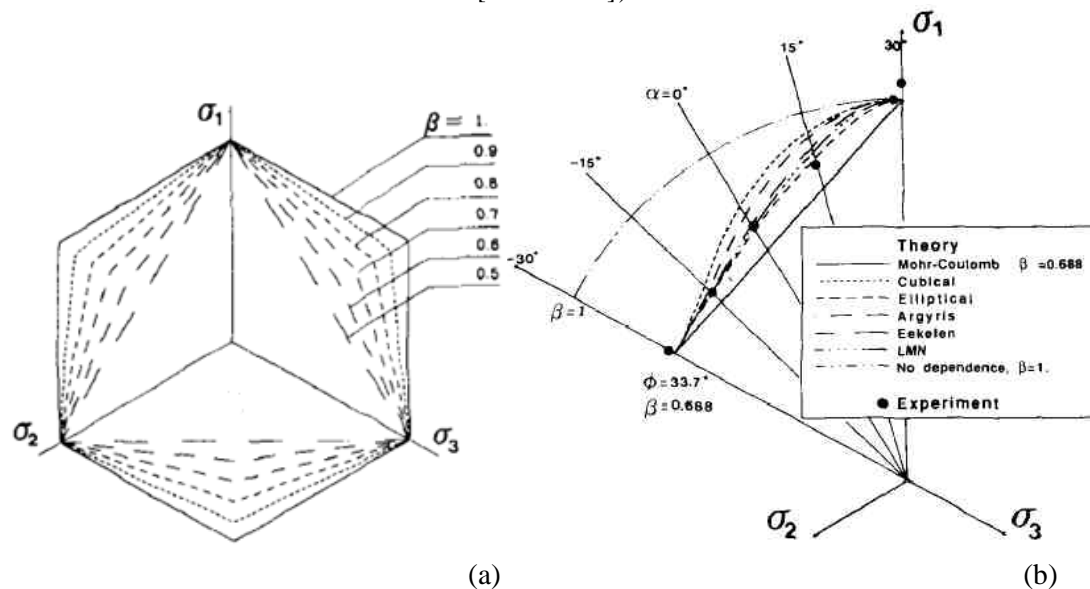


Figure 171 : Représentation a) du critère de Mohr-Coulomb dans le plan (ρ, θ) pour différents valeurs de β , b) de différents critères dans l'espace des contraintes principales [Bardet90]

1.3.2 Démarche pour l'identification d'un critère de rupture

La démarche que nous adopterons pour identifier un critère de rupture, reprend celle utilisée par Wierzbicki et al pour la détermination de la CLF d'un alliage d'aluminium 2024-T351 [Wierzbicki05], déjà reprise par différents auteurs [Zadpoor09, Li2011]. Elle consiste :

- à réaliser une série d'essais représentatifs de différents modes de déformation,
- à localiser le point de rupture en observant les éprouvettes rompues,
- à simuler chaque essai jusqu'à l'allongement ou la déformation à rupture relevés expérimentalement,
- à estimer grâce au modèle de comportement les déformations et contraintes, les déformations et contraintes principales et la déformation et la contrainte équivalentes à la rupture,
- à représenter ces données dans différents diagrammes : « Déformation majeure – Déformation mineure » (CLF), « Déformation équivalente – Triaxialité des contraintes » et « Contrainte équivalente – Triaxialité des contraintes » afin de discuter d'un critère de rupture.

Dans notre étude les essais de traction sur éprouvettes lisses et entaillées et les essais sous sollicitation complexe seront utilisés comme essais de caractérisation de la rupture afin d'identifier la forme de la CLF. L'intérêt est que ces essais ont pu être instrumentés et simulés de manière satisfaisante ce qui nous donne des informations quantitatives en termes de déplacements, déformations et contraintes à la rupture. Le modèle de comportement « Barlat - écrouissage isotrope » ayant été validé dans la partie précédente, nous faisons l'hypothèse que les contraintes estimées avec ce modèle sont correctes. La base expérimentale est complétée par des essais réalisés par la société MatFem et par ArcelorMittal afin de définir la CLF depuis un état de déformation en cisaillement jusqu'à un état de déformation en traction équibiaxiée. **Ce travail est effectué sur la nuance Fe22Mn0.6C sollicitée dans le sens long de la tôle.**

Après avoir représenté les valeurs locales à la rupture des contraintes et des déformations dans différents diagrammes, nous chercherons à identifier un critère de rupture valable sur l'ensemble des modes de déformation pour lesquels la rupture a été caractérisée. Nous procéderons par étapes en testant successivement un critère basé sur un, deux ou sur les trois invariants du tenseur des contraintes. Les invariants seront redéfinis afin de rester cohérent avec la contrainte équivalente de Barlat, qui est le critère d'écoulement que nous avons choisi pour simuler le comportement anisotrope de l'acier TWIP. L'influence de ce choix sera discuté par rapport aux résultats obtenus avec le critère de von Mises.

La dernière partie de ce chapitre est consacrée à l'étude de l'influence du mécanisme de pseudo vieillissement dynamique sur les valeurs locales à la rupture des contraintes et des déformations. Deux effets seront étudiés :

- l'effet de la sensibilité à la vitesse de l'écrouissage,
- l'effet de la localisation de la déformation

Après un bref rappel des enjeux de cette étude par rapport aux problématiques posées dans la littérature, nous introduirons un nouveau modèle de comportement basé sur le critère de plasticité de Barlat (mêmes paramètres d'anisotropie que ceux identifiés dans le Chapitre 3) associé à une loi d'écrouissage tenant compte de la présence d'instabilités plastiques.

Avant de présenter les résultats de nos travaux, nous nous sommes intéressés à ceux de MatFem qui reprend une démarche similaire à Wierzbicki et al et propose un modèle, plus mathématique que phénoménologique, pour établir des courbes limites de rupture de l'acier TWIP (nuance Fe22Mn0.6C). Leurs résultats expérimentaux complèteront notre base de données expérimentales qui nous servira à identifier puis valider un critère de rupture phénoménologique.

1.3.3 Prédiction de la formabilité de l'acier TWIP par MatFem

La société MatFem propose un modèle mathématique pour déterminer des courbes limites de rupture en déformation plastique équivalente à rupture ϵ_{eq}^{**} fonction du rapport des déformations principales α . Leur modèle a déjà été appliqué dans le cadre de la prédiction de la formabilité de l'alliage d'aluminium 6016-T4 [Hooputra09].

Les courbes limites de rupture sont définies dans le but de caractériser trois modes de rupture :

- la rupture par instabilité, c'est-à-dire par striction localisée (Figure 172a),
- la rupture normale ductile, c'est-à-dire par coalescence de cavités (Figure 172b),
- la rupture ductile par cisaillement, c'est-à-dire par localisation d'une bande de cisaillement (Figure 172c).

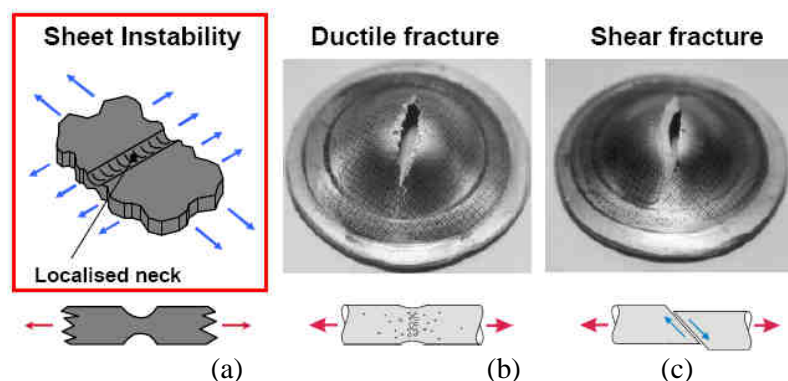


Figure 172 : a) Rupture par instabilité b) Rupture normale ductile c) Rupture ductile par cisaillement [Rapport_Goncalvès]

Les essais répertoriés dans le Tableau 10 ont permis de déterminer les coefficients des équations décrivant la courbe propre à chaque mode de rupture observé. Cependant, dans le cas de l'acier TWIP, la rupture due à une instabilité locale n'a pas été observée car la rupture intervient brutalement sans striction préalable. La courbe de rupture par instabilité n'a donc pas été établie car une mesure directe sur les éprouvettes rompues de la section de part et d'autre de la striction est nécessaire. Parmi les ruptures ductiles, la majorité ont été défini par MatFem comme des ruptures par cisaillement. Dans leur travail, seule la rupture en traction uniaxiale est considérée comme une rupture ductile « normale », c'est-à-dire une rupture par coalescence de cavités.

Pour la rupture ductile normale, la courbe de rupture est fonction du taux de triaxialité des contraintes η :

$$\varepsilon_{eq}^{**} = \frac{\varepsilon_{NF}^{+} \cdot \sinh(c \cdot (\eta^{-} - \eta)) + \varepsilon_{NF}^{-} \cdot \sinh(c \cdot (\eta - \eta^{+}))}{\sinh(c \cdot (\eta^{-} - \eta^{+}))} \quad (66)$$

Avec $\eta^{-} = -2$ (triaxialité en compression équi-biaxiale) et $\eta^{+} = 2$ (triaxialité en traction équi-biaxiale), ε_{NF}^{-} la déformation à la rupture en compression équi-biaxiale et ε_{NF}^{+} la déformation à la rupture en traction équi-biaxiale, c un paramètre matériau dépendant de la direction.

Pour la rupture ductile par cisaillement :

$$\varepsilon_{eq}^{**} = \frac{\varepsilon_s^{+} \cdot \sinh(f \cdot (\theta - \theta^{-})) + \varepsilon_s^{-} \cdot \sinh(f \cdot (\theta^{+} - \theta))}{\sinh(f \cdot (\theta^{+} - \theta^{-}))} \quad (67)$$

Avec θ^{+} et θ^{-} les paramètres combinant triaxialité et contraintes maximales de cisaillement en traction équi-biaxiale et compression équi-biaxiale, ε_s^{-} la déformation à la rupture en compression équi-biaxiale et ε_s^{+} la déformation à la rupture en traction équi-biaxiale, f un paramètre matériau.

type of specimen	equivalent plastic strain at fracture	stress triaxiality acc. to eq. (2.17)	stress parameter for shear fracture model acc. to eq. (2.20)	type of fracture
	ε_{eq}^{**}	η	ϕ	
tensile tests (1)	0.74	1	0.5	Ductile fracture
strip with hole	0.68	1	0.5	Shear fracture
waisted tensile specimen (3)	0.43	1.63	0.57	Shear fracture
equibiaxial tension	0.75	2.0	0.5	Shear fracture
tensile test with groove under 90° (2)	0.48	1.73	0.577	Shear fracture
tensile test with groove under 45°	0.39	1.57	0.567	Shear fracture
shear test (groove under 0°)	0.55	0	0.577	Shear fracture

Tableau 10 : Déformation plastique équivalente à la rupture pour différents modes de déformation pour la nuance Fe22Mn0.6C [Rapport_Goncalvès]

Les essais sur lesquels les paramètres des courbes limites de rupture ont été identifiés (Tableau 10), ont été réalisés sur une série de géométries d'éprouvettes optimisées pour induire un mode de sollicitation connu. Des abaques permettent ensuite de déterminer la déformation plastique équivalente à la rupture à partir des dimensions initiales et finales des éprouvettes, par exemple :

- en traction uniaxiale (marqué (1) dans le Tableau 10), $\varepsilon_{eq} = 2 \cdot \ln \frac{h_0}{h}$ avec h_0 et h l'épaisseur initiale et après rupture de l'éprouvette,
- en déformation plane (éprouvette avec une gorge à 90° par rapport à l'axe de sollicitation, marquée (2) dans le Tableau 10), $\varepsilon_{eq} = \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \ln \frac{h_0}{h}$.

La Figure 173 présente les courbes limites prédictives d'un mode de rupture en cisaillement, ductile normale ou par striction localisée. La CLF en striction localisée n'a pas pu être établie avec l'éprouvette de traction uniaxiale (absence de striction). Elle a donc été identifiée avec une éprouvette entaillée (marqué (3) dans le Tableau 10) qui induit une sollicitation en déformation plane. Le paramètre qui permet l'identification est l'épaisseur finale de la tôle en dehors de la zone rompue, extrapolée comme étant l'épaisseur avant localisation de la déformation.

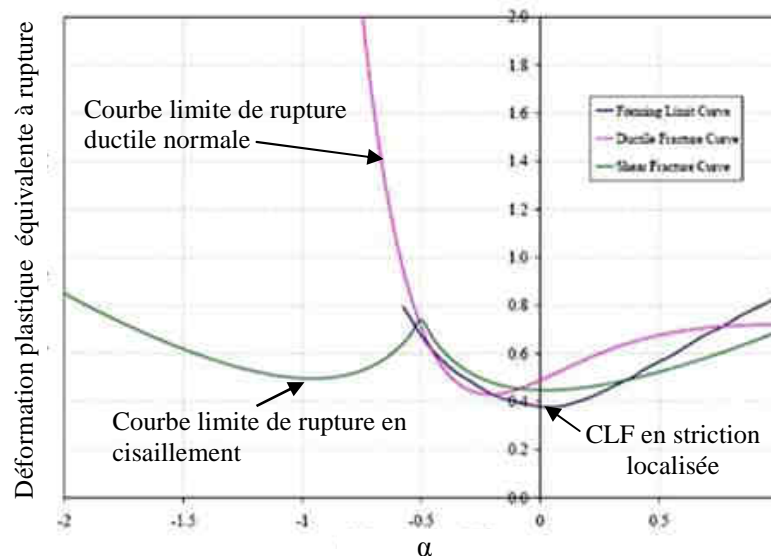
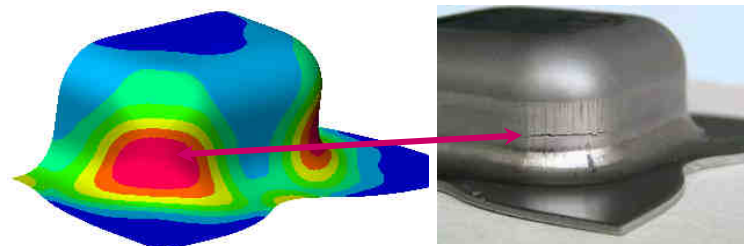


Figure 173 : Courbes limites de rupture pour l'acier TWIP de nuance Fe22Mn0.6C [Rapport_Goncalvès]

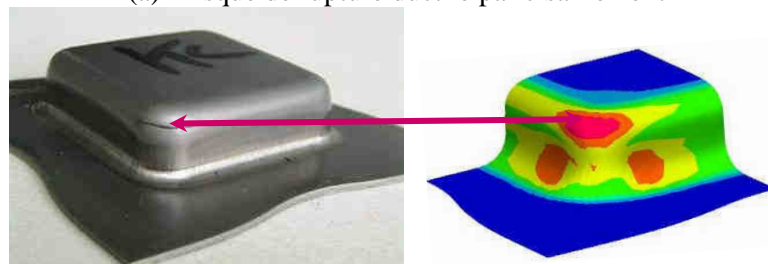
Ce travail confirme la sensibilité de l'acier TWIP à la rupture ductile par cisaillement puisque la courbe de rupture par cisaillement est globalement la plus contraignante. La détermination expérimentale de ces courbes de rupture a permis de réaliser des premières simulations d'emboutissage (Figure 174). Un facteur de risque est calculé pour chaque mode de rupture, établissant ainsi dans quel mode la rupture a le plus de risque de s'effectuer et dans quelle zone. Matfem donne peu d'explication sur le calcul de ce facteur mais établit simplement que celui-ci n'est pas lié à la probabilité de rupture. Il détermine plutôt quel mode de rupture est le plus probable.

La Figure 174 montre les résultats des prédictions du modèle de MATFEM sur deux formes d'emboutis différents. Pour l'embouti de la Figure 174a, le facteur de risque le plus élevé est celui mesuré pour une rupture par cisaillement tandis que celui calculé pour l'embouti de la Figure 174b est plus grand pour la rupture ductile normale. La zone où le

facteur de risque est le plus élevé correspond bien expérimentalement aux zones de rupture observées.



(a) Risque de rupture ductile par cisaillement



(b) Risque de rupture ductile normale

Figure 174 : Exemples de prédictions de rupture par le modèle de MATFEM

2 Détermination de la CLF pour la nuance Fe22Mn0.6C

Notations :

\mathcal{E}_1 , \mathcal{E}_2 et \mathcal{E}_3 sont les déformations dans le repère principal et \mathcal{E}_1^f , \mathcal{E}_2^f et \mathcal{E}_3^f les déformations principales à la rupture.

Il en est de même pour les contraintes : σ_1 , σ_2 , σ_3 et σ_1^f , σ_2^f , σ_3^f

Le trajet de déformation est caractérisé par le paramètre $\alpha = \frac{\mathcal{E}_{II}}{\mathcal{E}_I}$.

\mathcal{E}_I et \mathcal{E}_{II} étant respectivement les déformations majeures et mineures dans le plan de la tôle.

$\mathcal{E}_{eq(M)}$ et $\sigma_{eq(M)}$ sont respectivement la déformation plastique et la contrainte équivalente de von Mises. $\mathcal{E}_{eq(M)}^f$ et $\sigma_{eq(M)}^f$ sont les valeurs estimées à rupture par le modèle « von Mises – Hollomon ».

$\mathcal{E}_{eq(B)}$ et $\sigma_{eq(B)}$ sont respectivement la déformation plastique et la contrainte équivalente de Barlat. $\mathcal{E}_{eq(B)}^f$ et $\sigma_{eq(B)}^f$ sont les valeurs estimées à rupture par le modèle « Barlat – écrouissage isotrope ».

$\eta_{(M)}$ et $X_{(M)}$ sont respectivement la triaxialité des contraintes et le paramètre de Lode calculés à partir de la contrainte équivalente de von Mises.

$\eta_{(B)}$ et $X_{(B)}$ sont respectivement la triaxialité des contraintes et le paramètre de Lode calculés à partir de la contrainte équivalente de von Mises.

2.1 Caractéristiques mécaniques locales à rupture

2.1.1 Rupture en traction uniaxiale

En traction uniaxiale, la rupture intervient brutalement et sans chute de charge préalable (Chapitre 3 – 1.1). Les mesures optiques par corrélation d'images ont montré que la rupture se produit sur une bande où la déformation est localement plus élevée que dans le reste de l'éprouvette. Ainsi, une déformation vraie à la rupture de 0,45 a été mesurée par corrélation d'images alors qu'en moyenne (à $4.10^{-4}s^{-1}$) la courbe de traction indique une rupture à 0,39 (pour une contrainte vraie de 1650MPa).

Dans le Chapitre 4-1.1, nous avons déterminé la déformation plastique vraie à rupture dans la direction de l'épaisseur de la tôle à partir de la mesure de l'amincissement de la tôle dans la zone rompue. Dans le sens long à $4.10^{-4}s^{-1}$, $\epsilon_3^f = -0,39$. A partir de cette mesure très locale de la déformation à rupture, on déduit les déformations ϵ_1^f et ϵ_2^f avec le coefficient de Lankford $R_0=0,87$:

$$\epsilon_2^f = R_0 \times \epsilon_3^f = -0,34$$

$$\epsilon_1^f = -\epsilon_2^f - \epsilon_3^f = 0,73$$

D'après la mesure de l'amincissement, la déformation plastique vraie longitudinale ϵ_1 atteint 0,73 à la rupture et est donc bien plus élevée que celle obtenue par les mesures par corrélation d'images ($\epsilon_1^f \approx 0,45$) ou directement sur la courbe de traction ($\epsilon_1^f = 0,38$ en moyenne). Cette incohérence apparente dans les mesures montre qu'il existe bien une striction localisée qui intervient de manière très rapide juste avant la rupture, que nous n'avons pas capté avec le dispositif optique et qui ne se traduit pas par une chute de charge sur la courbe de traction. Ce type de résultat est l'une des raisons pour lesquelles l'éprouvette lisse de traction n'est pas considérée comme une éprouvette de rupture mais qu'on lui préfère les éprouvettes entaillées ou « perforées » pour caractériser les valeurs locales des déformations à la rupture en traction. Il sera donc intéressant de comparer ce résultat à celui des éprouvettes entaillées dans le paragraphe suivant.

Pour cet essai de traction sur éprouvettes lisses à $4.10^{-4}s^{-1}$, la déformation plastique et la contrainte équivalentes sont estimées à partir de la simulation numérique qui a été effectuée sur un seul point d'intégration. Lorsque la déformation ϵ_3 atteint la valeur expérimentale $\epsilon_3^f = -0,39$, les valeurs des déformations, contraintes, déformation équivalente ϵ_{eq} et contrainte équivalente σ_{eq} sont relevées pour chaque modèle de comportement : « Barlat – écrouissage isotrope » et « von Mises – Hollomon » (Tableau 11).

Mesures expérimentales	à $\mathcal{E}_3 = -0,39$	
	Estimation avec le modèle de Barlat	Estimation avec le modèle de von Mises
$\mathcal{E}_1^f = 0,73$	$\mathcal{E}_2 = -0,35$	$\mathcal{E}_2 = -0,39$
$\mathcal{E}_3^f = -0,39$	$\mathcal{E}_1 = 0,74$	$\mathcal{E}_1 = 0,78$
$\mathcal{E}_2^f = -0,34$	$\mathcal{E}_{eq(B)} = 0,65$	$\mathcal{E}_{eq(M)} = 0,77$
	$\sigma_1 = 2276\text{MPa}$	$\sigma_1 = 2323\text{MPa}$
	$\sigma_{eq(B)} = 2584\text{MPa}$	$\sigma_{eq(M)} = 2323\text{MPa}$

Tableau 11 : Estimation des valeurs locales des déformations et des contraintes à la rupture en traction uniaxiale par le modèle de Barlat et de von Mises (Fe22Mn0.6C)

Le modèle de Barlat estime de façon satisfaisante les déformations puisque l'identification des paramètres du modèle a tenu compte de l'anisotropie en déformation. A rupture, la déformation équivalente de Barlat est estimée à 0,65 et la contrainte équivalente à 2584 MPa. Le modèle de von Mises décrit un comportement isotrope, c'est pourquoi la déformation \mathcal{E}_2 est égale à la déformation \mathcal{E}_3 . La contrainte équivalente de von Mises à rupture est de 2323 MPa, soit inférieure d'environ 250 MPa à celle de Barlat.

Enfin, le trajet de déformation et le mode de sollicitation sont caractérisés par les paramètres α et η :

- Avec le modèle de von Mises, $\alpha = -0,5$ et $\eta_{(M)} = 0,33$
- Avec le modèle de Barlat, $\alpha = -0,47$ et $\eta_{(B)} = 0,29$

Cet écart entre les paramètres est dû à la prise en compte ou non de l'anisotropie.

2.1.2 Rupture des éprouvettes entaillées de traction

Dans le Chapitre 3 – 1.2, nous avons constaté que la rupture des éprouvettes entaillées de traction ne se produit pas au niveau d'un maximum sur les courbes « Charge – Déplacement du vérin ». La rupture intervient alors que le matériau semble toujours s'écrouir. La contrainte nette et l'ouverture de l'entaille à la rupture sont fortement influencées par le rayon d'entaille et donc par la triaxialité des contraintes induite par la géométrie de l'éprouvette (Figure 175).

La distribution des déformations majeures et mineures à rupture obtenue par corrélation d'images (Figure 176) montre que celles-ci sont fortement localisées aux entailles, y compris juste avant la rupture. Les valeurs des déformations maximales sont difficilement mesurables de façon précise avec la corrélation d'images car elles sont localisées près des entailles, en bord de tôle où la qualité des facettes est variable. La Figure 176 indique cependant que les valeurs des déformations à rupture sont bien plus élevées que celles mesurées lors de l'essai de traction uniaxiale sur éprouvette lisse. Nous ferons confiance au modèle de comportement « Barlat + écrouissage isotrope » pour déterminer les valeurs locales à rupture des contraintes et des déformations issues de ces essais.

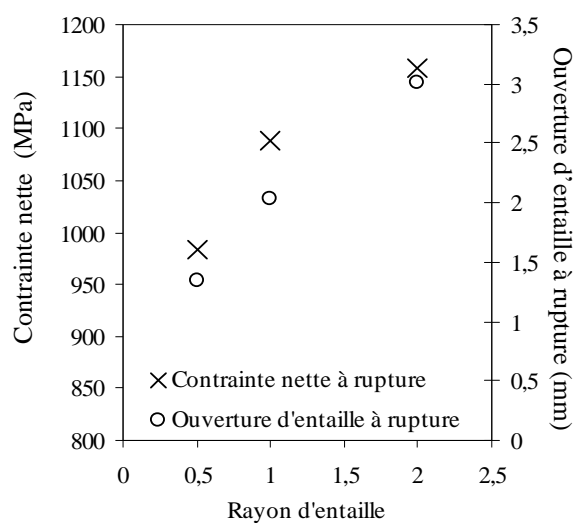


Figure 175 : Variation de la contrainte nette et de l'ouverture d'entaille moyenne à rupture avec le rayon d'entaille (Fe22Mn0.6C)

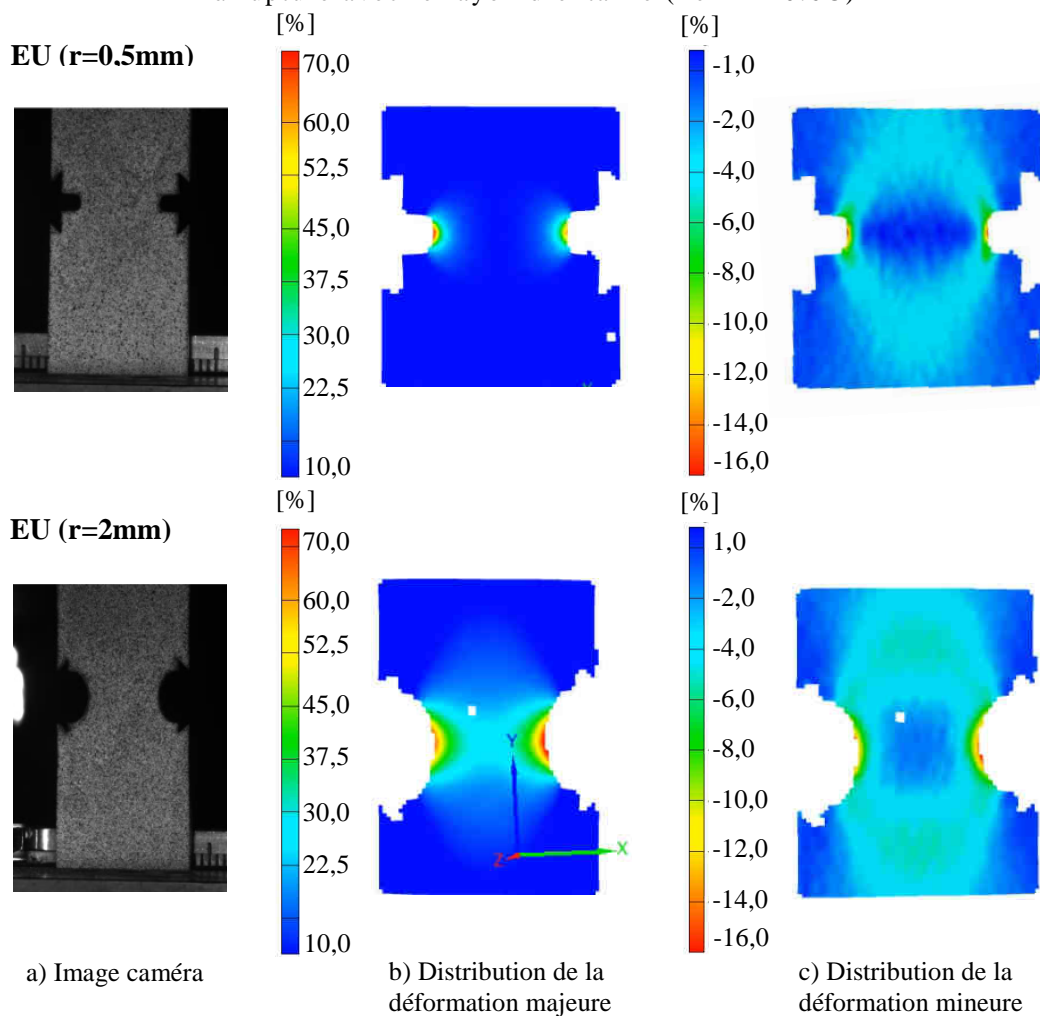


Figure 176 : a) Image et distribution des déformations b) majeure et c) mineure juste avant la rupture d'une éprouvette de rayon d'entaille r=0,5mm et r=2mm (Fe22Mn0.6C)

Le modèle « Barlat - écoulement isotrope » simule parfaitement les courbes « Charge – Ouverture d'entaille » des éprouvettes entaillées sollicitées en traction dans le sens long. A une ouverture d'entaille donnée, le modèle « von Mises – Hollomon » ne permet pas de décrire les courbes expérimentales et surestime la charge (Figure 177). L'analyse mécanique de la sollicitation engendrée par les essais sur cette géométrie d'éprouvette est donc menée à partir des caractéristiques mécaniques estimées par le modèle de Barlat. La simulation numérique est stoppée lorsque l'ouverture d'entaille correspond à celle mesurée expérimentalement soit : 1,35mm en moyenne pour les éprouvettes de rayon d'entaille 0,5mm, 2,09mm en moyenne pour celles de rayon d'entaille 1mm et 3,03mm en moyenne pour celles de rayon d'entaille 2mm.

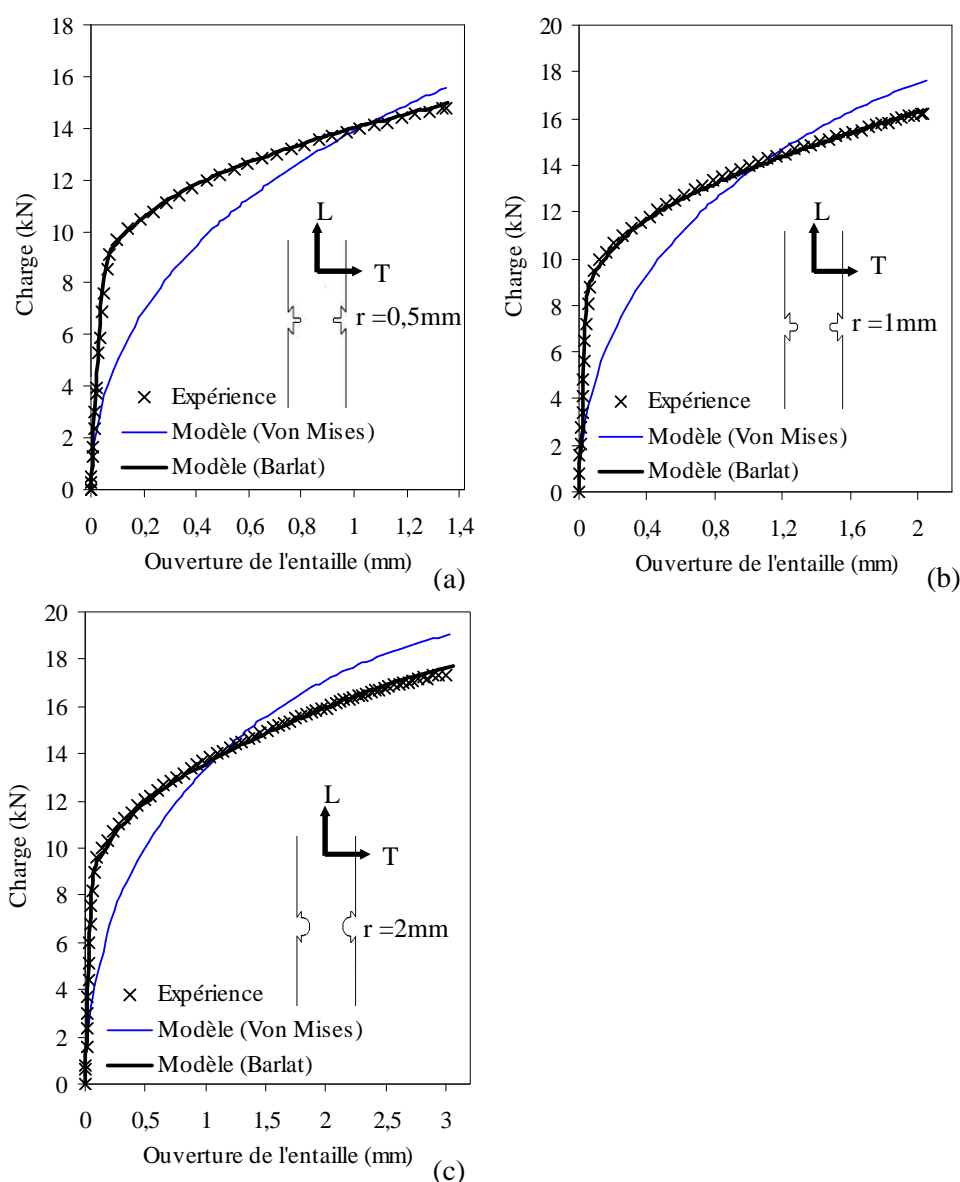


Figure 177 : Courbes « Charge – Ouverture d'entaille » des essais de traction sur éprouvettes entaillées. Données expérimentales et prédiction des modèles (Fe22Mn0.6C)

La Figure 178 présente la distribution des contraintes de traction σ_{11} et σ_{22} , de cisaillement σ_{12} et équivalente de Barlat $\sigma_{eq(B)}$ pour les éprouvettes entaillées sollicitées en sens long. La Figure 179 compare les valeurs des déformations et contraintes principales, de la triaxialité des contraintes et du rapport des déformations principales le long du ligament en fonction du rayon d'entaille de l'éprouvette.

Les contraintes σ_{11} sont localisées au centre de l'éprouvette tandis que les contraintes σ_{22} sont concentrées en bord d'entaille. Globalement, ces dernières sont les contraintes les plus élevées. Les contraintes σ_{11} et σ_{12} sont du même ordre de grandeur (c'est pour quoi les échelles pour ces deux contraintes sont identiques sur la Figure 178). Ce résultat indique qu'il est préférable d'identifier le modèle de comportement y compris en cisaillement pour simuler de façon correcte les champs de déformations et de contraintes. La Figure 178 montre également que la géométrie d'éprouvette influe sur la distribution des contraintes, surtout au centre de l'éprouvette. Dans cette zone en effet, plus le rayon d'entaille augmente, plus les contraintes σ_{22} et la contrainte équivalente sont élevées et les contraintes σ_{11} sont faibles. Très localement en bord d'entaille, les contraintes σ_{11} sont nulles et le mode de sollicitation est alors de la traction uniaxiale dans la direction 2.

Au centre de l'éprouvette ($x=0\text{mm}$), la déformation principale ε_2 est nulle et on a alors un état de déformations planes (Figure 179a). La contrainte principale σ_2 est environ égale à la moitié de la contrainte σ_1 , σ_3 étant nulle (Figure 179b). Dans cette zone, les valeurs à rupture de la triaxialité des contraintes et du rapport des déformations sont les plus élevées et dépendent du rayon d'entaille (Figure 179c et d) :

- pour l'éprouvette de rayon $r=0,5\text{mm}$, $\eta=0,55$ et $\alpha=0,06$
- pour l'éprouvette de rayon d'entaille $r=1\text{mm}$, $\eta=0,52$ et $\alpha=0,03$
- pour l'éprouvette de rayon d'entaille $r=2\text{mm}$, $\eta=0,44$ et $\alpha=0$

Entre $x=2$ et $x=5\text{mm}$, l'état des déformations passe d'un état de déformations planes à celui caractéristique de la traction uniaxiale. A fond d'entaille ($x=5\text{mm}$), les contraintes principales σ_2 et σ_3 sont nulles (Figure 179b). Surtout, les valeurs locales des déformations, des contraintes, de la triaxialité des contraintes et du rapport des déformations sont identiques à fond d'entaille quelle que soit la géométrie initiale de l'éprouvette. La valeur de la triaxialité des contraintes est alors proche de celle en traction uniaxiale ($\eta_{(M)}=0,31$, en traction uniaxiale avec la contrainte équivalente de Barlat $\eta_{(B)}=0,29$). De même, la valeur du rapport des déformations $\alpha_{(B)}$ est de $-0,45$ ($\alpha_{(B)}=-0,47$ en traction uniaxiale).

Bien que l'ouverture d'entaille à rupture et la charge à rupture soient fortement influencés par la géométrie d'éprouvette (Figure 177), les valeurs locales à rupture en fond d'entaille (considéré comme la zone d'amorçage de la rupture) sont donc identiques quelle que soit la triaxialité des contraintes induites au centre de l'éprouvette.

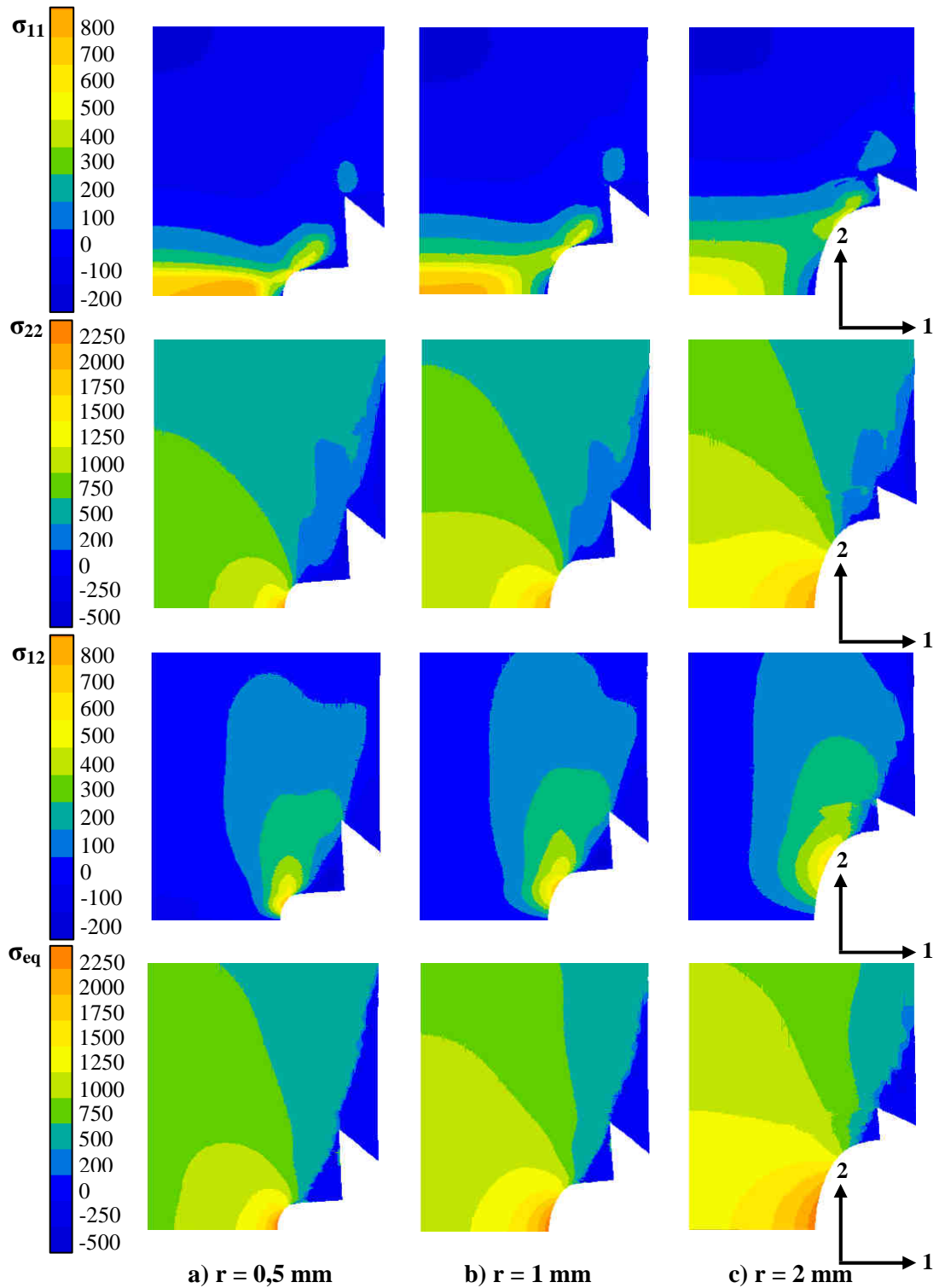


Figure 178 : Distribution des contraintes σ_{11} , σ_{22} , σ_{12} et σ_{eq} (MPa) à la rupture lors des essais de traction sur éprouvettes entaillées de rayon a) $r=0,5$ mm, b) $r=1$ mm et c) $r=2$ mm (Fe22Mn0.6C ; sens long). Estimation avec le modèle « Barlat – écrouissage isotrope »

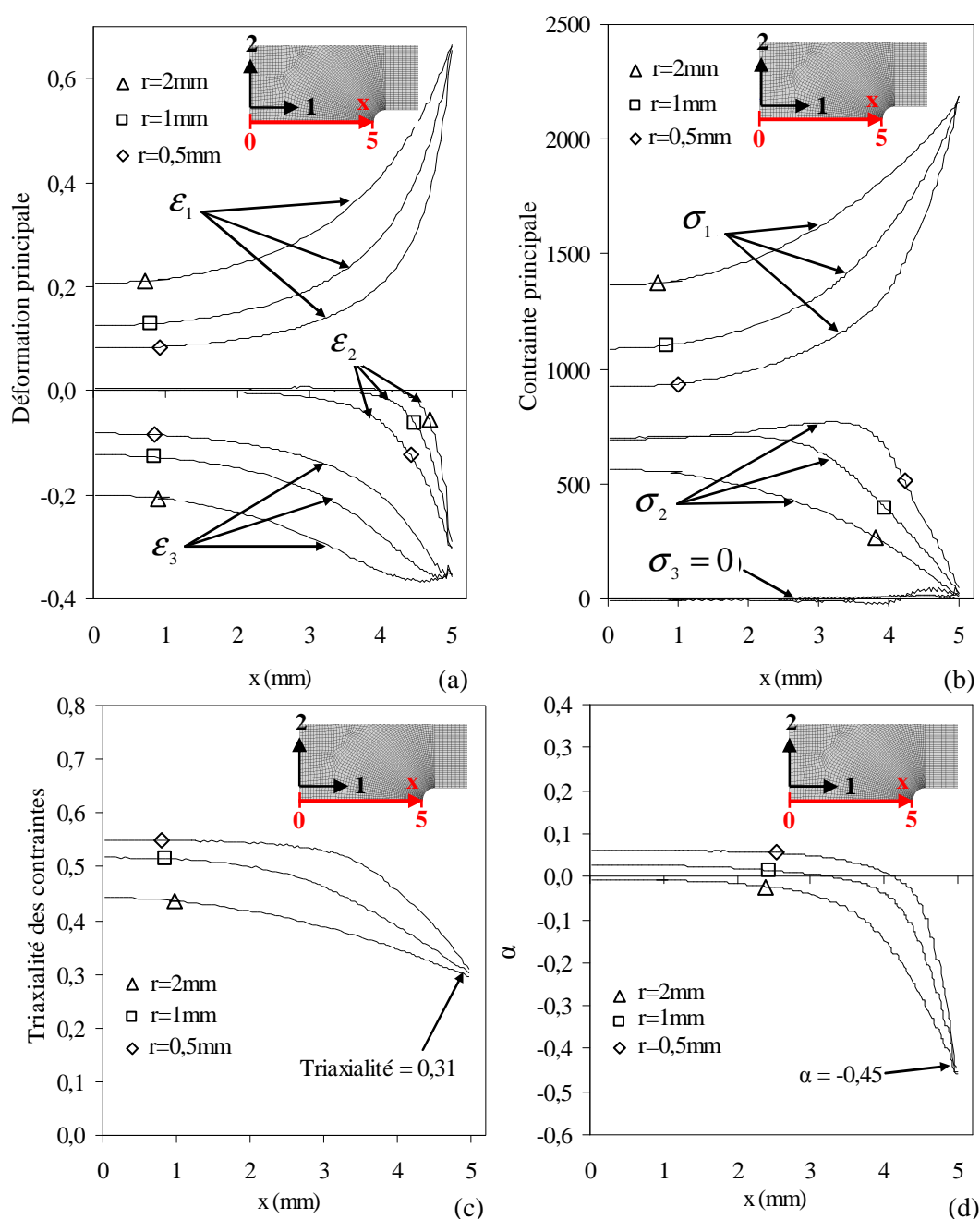


Figure 179 : Variation a) des déformations et b) des contraintes principales, c) de la triaxialité des contraintes et d) du rapport des déformations α le long du ligament des éprouvettes entaillées à rupture (Fe22Mn0.6C ; sens long).

Estimation avec le modèle « Barlat – écrouissage isotrope »

Le point d'intégration situé au fond de l'entaille sur le ligament est repéré comme le point de rupture des éprouvettes. L'évolution de la triaxialité des contraintes et du trajet de déformation en ce point sont présentées sur la Figure 180. Les valeurs sont estimées avec les modèles de Barlat et de von Mises. Bien que la triaxialité des contraintes passe par un maximum au début de la déformation plastique et que ce maximum dépende du rayon d'entaille, celle-ci tend vers la valeur en traction uniaxiale dès 0,3 de déformation plastique

(Figure 180a). Le trajet de déformation est radial et est de la même façon proche du trajet caractéristique de la traction uniaxiale (Figure 180b). L'écart entre les valeurs estimées respectivement par le modèle de Barlat et par celui de von Mises est dû à la prise en compte de l'anisotropie et à l'utilisation d'une contrainte équivalente différente pour calculer la valeur de la triaxialité des contraintes. Le point de rupture des éprouvettes, en pointe d'entaille, est la zone dans laquelle la plus forte contrainte équivalente est relevée (Figure 181). De la même façon que pour les autres grandeurs mécaniques, la contrainte équivalente au niveau du point de rupture est similaire quel que soit le rayon d'entaille de l'éprouvette. Elle est d'environ 2500MPa pour la contrainte équivalente de Barlat et d'environ 2100MPa pour le modèle de von Mises.

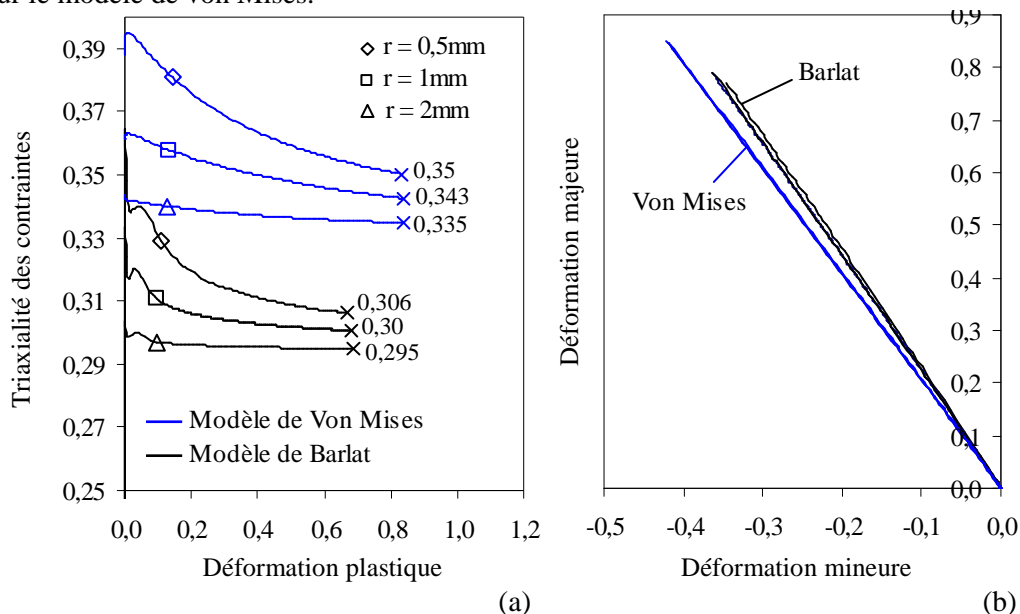


Figure 180 : Evolution a) de la triaxialité des contraintes et b) du rapport des déformations du point en pointe d'entaille avec la déformation plastique (Fe22Mn0.6C ; sens long)

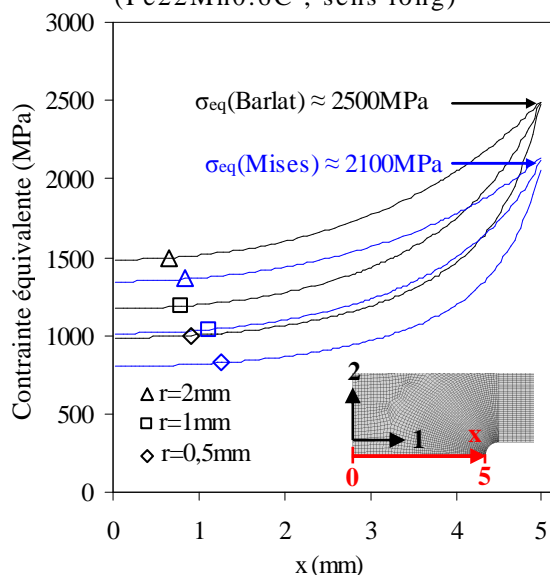


Figure 181 : Variation des contraintes équivalentes calculées avec le modèle de Barlat et celui de von Mises le long du ligament, à rupture (Fe22Mn0.6C ; sens long)

Le Tableau 2 donne les valeurs locales à rupture des déformations et des contraintes estimées par les deux modèles de comportement. Il s'agit des valeurs moyennes sur les trois géométries d'entailles, la valeur en italique étant l'écart-type entre les trois géométries. Dans les deux cas, la simulation numérique est arrêtée lorsque l'ouverture d'entaille à rupture atteint la valeur expérimentale (valeur moyenne sur les deux essais). Expérimentalement, la déformation moyenne à rupture dans l'épaisseur \mathcal{E}_3^f a été mesurée à -0,45 (Chapitre 4-1.2) et est identique pour les trois géométries initiales d'entaille. A ouverture d'entaille égale, cette même valeur est estimée à -0,37 par le modèle de Barlat et à -0,33 par le modèle de von Mises. Les deux modèles de comportement sous-estiment la déformation à rupture dans l'épaisseur, surtout celui basé sur le critère de von Mises. Malgré cela, nous nous baserons sur les estimations du modèle de Barlat pour identifier un critère de rupture.

Mesures expérimentales	A ouverture d'entaille à rupture	
	Estimation avec le modèle de Barlat	Estimation avec le modèle de Von Mises
$\mathcal{E}_3^f = -0,45$	$\mathcal{E}_1 = 0,71 (0,03)$	$\mathcal{E}_1 = 0,66 (0,03)$
	$\mathcal{E}_2 = -0,34 (0,01)$	$\mathcal{E}_2 = -0,33 (0,02)$
	$\mathcal{E}_3 = -0,37 (0,01)$	$\mathcal{E}_3 = -0,33 (0,02)$
	$\mathcal{E}_{eq(B)} = 0,60 (0,03)$	$\mathcal{E}_{eq(M)} = 0,65 (0,03)$
	$\sigma_{eq(B)} = 2507\text{MPa} (48)$	$\sigma_{eq(M)} = 2150\text{MPa} (42)$
	$\bar{\alpha} = -0,48 (0,01)$	$\bar{\alpha} = -0,50 (0)$
	$\bar{\eta}_{(B)} = 0,31 (0)$	$\bar{\eta}_{(M)} = 0,34 (0)$

Tableau 12 : Estimation des valeurs locales des déformations et des contraintes à la rupture pour les essais de traction sur éprouvettes entaillées (Fe22Mn0.6C)

Bien que la géométrie d'éprouvettes induise une triaxialité des contraintes qui tend vers 0,5, c'est-à-dire de la triaxialité caractéristique d'un état de déformations planes, la zone considérée comme celle de rupture est sollicitée en traction uniaxiale au moment de la rupture. Ceci est notamment dû à la grande capacité du matériau à se déformer. Cette géométrie d'éprouvettes nous informe donc des caractéristiques mécaniques locales à la rupture en traction uniaxiale qui sont d'ailleurs proches de celles que nous avons obtenues lors des essais de traction sur éprouvettes lisses.

2.1.3 Rupture en cisaillement

Les caractéristiques mécaniques à la rupture en cisaillement sont évaluées à partir de l'éprouvette de géométrie en « papillon » et rainurée au centre. Malgré les bonnes caractéristiques du système d'acquisition, nous n'avons pas réussi à obtenir une image nous permettant de localiser de manière certaine l'initiation de la rupture (depuis le bord de la tôle ou au centre de la zone rainurée). D'après le modèle de Barlat, c'est au centre de la zone rainurée, à mi-épaisseur, que la valeur de la contrainte équivalente est la plus élevée. C'est donc dans cette zone que nous estimerons les valeurs locales des déformations et des

contraintes à la rupture en cisaillement dans le but de déterminer un critère de rupture (Figure 182).

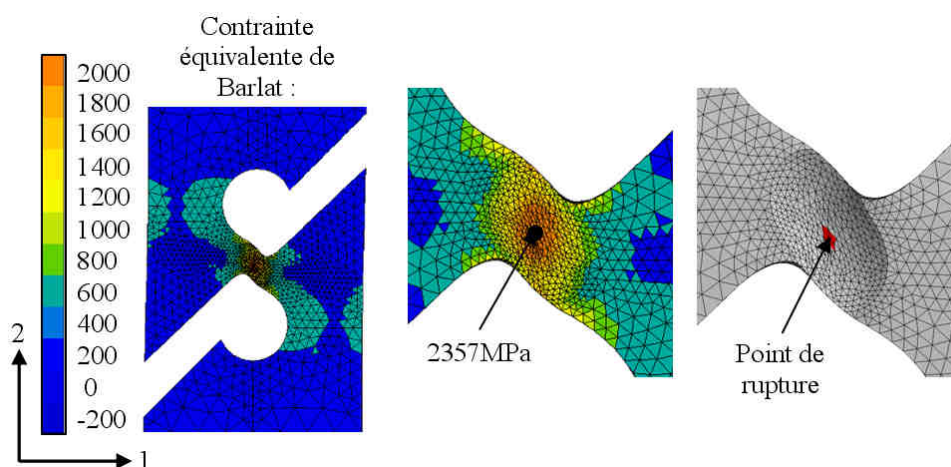


Figure 182 : Localisation du point de rupture en cisaillement par rapport à la distribution de la contrainte équivalente de Barlat à rupture

Les valeurs locales des déformations et des contraintes estimées par le modèle de Barlat et par celui de von Mises sont relevées dès que le déplacement de l'éprouvette est égal au déplacement moyen expérimental à rupture (Tableau 13). Avec le modèle de Barlat, la contrainte équivalente atteint 2357 MPa au centre de la zone rainurée et la déformation équivalente vaut 0,52.

Mesures expérimentales	à déplacement à rupture,	
	Estimation avec le modèle de Barlat	Estimation avec le modèle de Von Mises
$\epsilon_1^f = 0,59$ $\epsilon_2^f = 0$ $\epsilon_3^f = -0,59$	$\epsilon_1 = 0,58$	$\epsilon_1 = 0,56$
	$\epsilon_2 = 0$	$\epsilon_2 = 0$
	$\epsilon_3 = -0,58$	$\epsilon_3 = -0,56$
	$\sigma_1 = 1089\text{MPa}$	$\sigma_1 = 1248\text{MPa}$
	$\sigma_2 = 0\text{MPa}$	$\sigma_2 = 0\text{MPa}$
	$\sigma_3 = -1089\text{MPa}$	$\sigma_3 = -1248\text{MPa}$
	$\epsilon_{eq(B)} = 0,52$	$\epsilon_{eq(M)} = 0,65$
	$\sigma_{eq(B)} = 2357\text{MPa}$	$\sigma_{eq(M)} = 2161\text{MPa}$
	$\bar{\alpha} = -1$	$\bar{\alpha} = -1$
	$\bar{\eta}_{(B)} = 0$	$\bar{\eta}_{(M)} = 0$

Tableau 13 : Estimation des valeurs locales des déformations et des contraintes à la rupture pour les essais de cisaillement sur éprouvettes rainurées (Fe22Mn0.6C)

2.1.4 Rupture en mode *slant* de l'éprouvette entaillée dans l'épaisseur

Comme mentionné dans le Chapitre 3.4.2, la rupture des éprouvettes entaillées dans l'épaisseur se caractérise par un biseau qui rejoint les deux entailles, formant un angle d'environ 45° par rapport à l'axe de sollicitation. Comme pour les éprouvettes précédentes, le faciès de rupture est caractéristique d'une rupture ductile. Les valeurs des grandeurs mécaniques locales sont relevées au point d'intégration où la contrainte équivalente est la plus élevée, c'est-à-dire au bord des entailles (Figure 183).

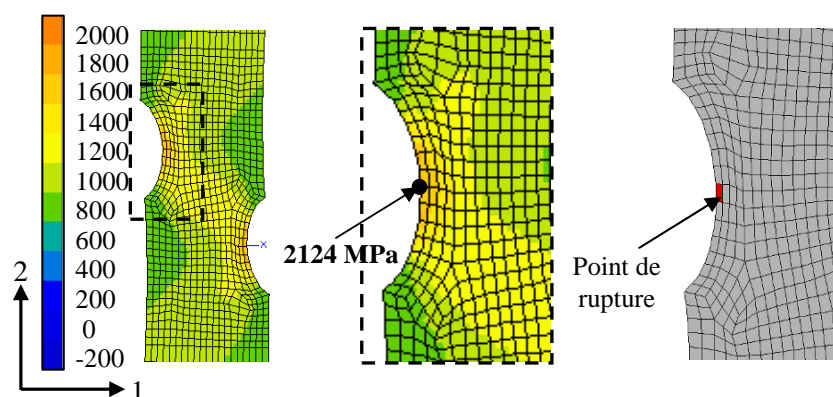


Figure 183 : Localisation du point de rupture de l'éprouvette *slant* par rapport à la distribution de la contrainte équivalente de Barlat à rupture

à déplacement égal au déplacement expérimental à rupture,	
Estimation avec le modèle de Barlat	Estimation avec le modèle de Von Mises
$\epsilon_1 = 0,45$	$\epsilon_1 = 0,42$
$\epsilon_2 = -0,08$	$\epsilon_2 = -0,07$
$\epsilon_3 = -0,37$	$\epsilon_3 = -0,35$
$\sigma_1 = 2056\text{MPa}$	$\sigma_1 = 2106\text{MPa}$
$\sigma_2 = 337\text{MPa}$	$\sigma_2 = 778\text{MPa}$
$\sigma_3 = 28\text{MPa}$	$\sigma_3 = 0\text{MPa}$
$\epsilon_{eq(B)} = 0,41 \quad \sigma_{eq(B)} = 2124\text{MPa}$	$\epsilon_{eq(M)} = 0,45 \quad \sigma_{eq(M)} = 1844\text{MPa}$
$\bar{\alpha} = -0,18 \quad \bar{\eta}_{(B)} = 0,38$	$\bar{\alpha} = -0,16 \quad \bar{\eta}_{(M)} = 0,52$

Tableau 14 : Estimation des valeurs locales des déformations et des contraintes à la rupture pour les essais sur éprouvettes *slant* entaillées dans l'épaisseur (Fe22Mn0.6C)

Proche des entailles, le trajet de déformation est proche de la déformation plane (le rapport α des déformations principales estimé par le modèle de Barlat vaut -0,18). On remarque principalement que la déformation équivalente à la rupture (donc également la contrainte équivalente) est bien plus faible pour cet essai que lors des essais de traction sur éprouvettes lisses ou entaillées pour lesquels elle est estimée à 0,65 par le modèle de Barlat (Tableau 14). Nous verrons en effet que la déformation plane est l'un des modes de sollicitation les plus contraignants en termes de caractéristiques mécaniques locales à la

rupture. La déformation principale à rupture est estimée par le modèle de Barlat à 0,45 alors que nous avons mesuré une valeur expérimentale proche de 0,30 avec le dispositif de corrélation d'images. Il semble que numériquement nous surestimions la valeur de la déformation principale à rupture.

2.1.5 Compléments expérimentaux

Les essais présentés précédemment sont caractérisés par un rapport des déformations α négatif caractérisant donc la rupture pour des modes de sollicitation situés à gauche de l'axe vertical de la CLF. Nous avons élargi la base expérimentale en utilisant les résultats d'essais réalisés par la société MatFem et des essais de type Marciniak réalisés par ArcelorMittal sur des nuances identiques à celles étudiées ici.

MatFem utilise différentes géométries d'éprouvettes pour caractériser la rupture des tôles dans divers modes de sollicitation [Rapport_Goncalves]. Chaque géométrie d'éprouvettes, listée dans le Tableau 15, induit un mode de déformation différent et connu. Les résultats en termes de déformations sont des moyennes réalisées sur trois éprouvettes (2 à 6 mesures par éprouvette). Les valeurs du rapport des déformations α sont données pour un matériau isotrope.




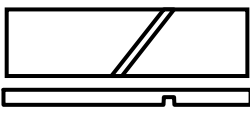

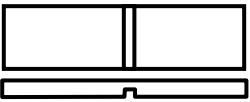



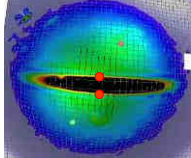
Mode de sollicitation	Géométrie d'éprouvettes	Eprouvette après rupture	Déformation vraie dans l'épaisseur
Cisaillement ($\alpha=-1$)		X	$\epsilon_{12} = 0,48$
Traction ($\alpha=-0,50$)			$\epsilon_3^f = -0,34$
Trajet ($\alpha=-0,20$)			$\epsilon_3^f = -0,30$
Déformation plane ($\alpha=0$)			$\epsilon_3^f = -0,39$
Traction équibiaxée ($\alpha=1$)	 		$\epsilon_1^f = 0,38$ $\epsilon_2^f = 0,38$

Tableau 15 : Essais expérimentaux réalisés par Matfem pour la caractérisation de la rupture de la nuance Fe22Mn0.6C dans divers modes de sollicitation

L'essai de cisaillement consiste à solliciter dans le plan de la tôle la partie centrale d'une éprouvette constituée de deux gorges parallèles. La déformation maximale en

cisaillement est déduite de la mesure de la déviation d'une ligne tracée le long de l'éprouvette perpendiculairement à l'orientation des gorges.

La caractérisation du comportement en traction uniaxiale s'effectue en sollicitant dans le sens long de la tôle, une éprouvette rectangulaire avec un trou en son centre. L'amincissement de la tôle a été mesuré au bord du trou près de la zone rompue.

Deux essais ont été réalisés sur des éprouvettes constituées de gorges, pour l'une orientée à 45° et pour l'autre à 90° par rapport à la direction de sollicitation. Celle-ci est parallèle au sens longitudinal de l'éprouvette, elle-même parallèle au sens long de la tôle. Ces deux éprouvettes induisent un mode de sollicitation proche de la déformation plane ($\alpha = -0,20$ pour l'éprouvette dont la gorge est orientée à 45°, $\alpha = 0$ à 90°).

Une éprouvette carrée a été déformée jusqu'à rupture avec un poinçon hémisphérique (Essai Nakazima). Les déformations d'une grille appliquée sur la tôle ont été suivies par mesure optique et calculées par corrélation d'images. Il s'agit des déformations dans le plan de la tôle \mathcal{E}_1 et \mathcal{E}_2 .

Notons que chacune des éprouvettes a rompu en mode *slant*.

ArcelorMittal a réalisé trois essais Marciniak :

- deux essais à droite de la CLF dont les rapports des déformations principales sont $\alpha = 0,08$ et $\alpha = 0,68$ (valeurs déterminées à partir de grilles de déformation),
- un essai à gauche de la CLF mais pour lequel la rupture n'a pas été atteinte avant les limites imposées par le dispositif.

Représenter ces points sur la courbe limite de formage nécessite de calculer les grandeurs mécaniques locales dans l'équivalent du modèle de Barlat. Pour éviter de simuler l'intégralité de chaque essai (avec leur maillage respectif, les déformations et contraintes principales et déformation et contrainte équivalentes ont été déterminées à partir d'une simulation numérique sur un volume élémentaire représentatif RVE. Le RVE est sollicité selon le paramètre α caractéristique du mode de déformation. La simulation est stoppée quand la déformation atteint la valeur expérimentale, c'est-à-dire :

- l'amincissement à rupture pour les essais de traction sur les éprouvettes trouées et constituées de gorges à 90° et 45°.
- la déformation maximale en cisaillement pour l'essai de cisaillement
- les déformations dans le plan de la tôle, mesurées par corrélation d'images, pour les essais Nakazima et Marciniak.

Il faut noter que cette simulation sur un RVE n'est représentative que si le trajet de déformation est radial, ce qui constitue une hypothèse dans le cadre de notre étude car nous avons peu de données de la part de MatFem sur le trajet du point de rupture. En effet, leur procédure implique que chaque essai induit un mode de sollicitation connu et décrit par le rapport des déformations principales dans le plan de la tôle α . La valeur du paramètre α est estimée pour un matériau isotrope avec par exemple en traction uniaxiale $\alpha = -0,5$ ($\mathcal{E}_1 = -2\mathcal{E}_2 = -2\mathcal{E}_3$). En tenant compte de la valeur des coefficients de Lankford, nous avons estimé la valeur du paramètre α à -0,47 en traction uniaxiale. Un écart de 6% est donc mesuré en la valeur du paramètre α estimée par MatFem et celle estimée dans cette étude.

Les grandeurs mécaniques à rupture estimées par le modèle « Barlat - écrouissage isotrope » pour chaque essai réalisé par MatFem sont répertoriées dans le Tableau 16.

Avec le modèle « von Mises – écrouissage de type Hollomon », les valeurs des déformations et des contraintes à la rupture peuvent être calculées directement sans passer par la simulation numérique sur RVE. En effet, contrairement au modèle de Barlat, l'expression de la déformation plastique équivalente de von Mises en fonction de α est analytiquement connue. En contraintes planes, lorsque le modèle de comportement est basé sur le critère de plasticité de von Mises et que l'écrouissage suit une loi d'Hollomon sans seuil : $\sigma = K.p^n$, la déformation équivalente de von Mises est directement déduite du rapport des déformations principales α et de la déformation majeure :

$$\varepsilon_{eq(M)} = \frac{2}{\sqrt{3}} \varepsilon_1 \sqrt{1 + \alpha + \alpha^2} \quad (68)$$

De même, la triaxialité des contraintes est déduite du rapport des déformations principales α :

$$\eta_{(M)} = \frac{1}{\sqrt{3}} \frac{1 + \alpha}{\sqrt{1 + \alpha + \alpha^2}} \quad (69)$$

Les grandeurs mécaniques locales à rupture estimées avec le modèle « von Mises - Hollomon » pour chaque mode de sollicitation sont répertoriées dans le Tableau 17.

Pour chaque mode de sollicitation, la contrainte équivalente estimée avec le modèle « Barlat - écrouissage isotrope » est supérieure à celle estimée avec le modèle « von Mises – Hollomon ». On note des valeurs de triaxialité des contraintes assez différentes entre les deux modèles, par exemple pour les essais « $\alpha = -0,2$ » et de déformation plane. Il faudra donc surveiller l'effet du modèle pour ces deux essais sur la prédiction de la rupture si on prend en compte la triaxialité des contraintes.


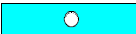



Essai	Auteur	Grandeurs mécaniques locales à la rupture (modèle « Barlat-écrouissage isotrope »)
Cisaillement ($\alpha=-1$) 	Matfem	$\mathcal{E}_1 = 0,50, \mathcal{E}_2 = 0, \mathcal{E}_3 = -0,50$ $\sigma_1 = 1026\text{MPa}, \sigma_2 = 0\text{MPa}, \sigma_3 = -1026\text{MPa}$ $\mathcal{E}_{eq(B)} = 0,46, \sigma_{eq(B)} = 2221\text{MPa}, \bar{\eta}_{(B)} = 0$
Traction ($\alpha=-0,50$) 	Matfem	$\mathcal{E}_1 = 0,65, \mathcal{E}_2 = -0,32, \mathcal{E}_3 = -0,34$ $\sigma_1 = 2152\text{MPa}, \sigma_2 = 0\text{MPa}, \sigma_3 = 0\text{MPa}$ $\mathcal{E}_{eq(B)} = 0,56, \sigma_{eq(B)} = 2443\text{MPa}, \bar{\eta}_{(B)} = 0,29$
Trajet ($\alpha=-0,20$) 	Matfem	$\mathcal{E}_1 = 0,38, \mathcal{E}_2 = -0,08, \mathcal{E}_3 = -0,30$ $\sigma_1 = 1771\text{MPa}, \sigma_2 = 252\text{MPa}, \sigma_3 = 0\text{MPa}$ $\mathcal{E}_{eq(B)} = 0,33, \sigma_{eq(B)} = 1916\text{MPa}, \bar{\eta}_{(B)} = 0,35$
Déformation plane ($\alpha=0$) 	Matfem	$\mathcal{E}_1 = 0,42, \mathcal{E}_2 = -0,03, \mathcal{E}_3 = -0,39$ $\sigma_1 = 1914\text{MPa}, \sigma_2 = 620\text{MPa}, \sigma_3 = 0\text{MPa}$ $\mathcal{E}_{eq(B)} = 0,38, \sigma_{eq(B)} = 2032\text{MPa}, \bar{\eta}_{(B)} = 0,42$
Marciniak $\alpha=0,08$	Arcelor	$\mathcal{E}_1 = 0,39, \mathcal{E}_2 = 0,02, \mathcal{E}_3 = -0,41$ $\sigma_1 = 1912\text{MPa}, \sigma_2 = 1491\text{MPa}, \sigma_3 = 0\text{MPa}$ $\mathcal{E}_{eq(B)} = 0,38, \sigma_{eq(B)} = 2028\text{MPa}, \bar{\eta}_{(B)} = 0,56$
Marciniak $\alpha=0,68$	Arcelor	$\mathcal{E}_1 = 0,39, \mathcal{E}_2 = 0,25, \mathcal{E}_3 = -0,64$ $\sigma_1 = 2207\text{MPa}, \sigma_2 = 2173\text{MPa}, \sigma_3 = 0\text{MPa}$ $\mathcal{E}_{eq(B)} = 0,57, \sigma_{eq(B)} = 2446\text{MPa}, \bar{\eta}_{(B)} = 0,60$
Traction équilibriaxée ($\alpha=1$) 	Matfem	$\mathcal{E}_1 = 0,375, \mathcal{E}_2 = 0,375, \mathcal{E}_3 = -0,75$ $\sigma_1 = 2379\text{MPa}, \sigma_2 = 2313\text{MPa}, \sigma_3 = 0\text{MPa}$ $\mathcal{E}_{eq(B)} = 0,66, \sigma_{eq(B)} = 2615\text{MPa}, \bar{\eta}_{(B)} = 0,60$

Tableau 16 : Estimation des grandeurs mécaniques locales à la rupture par le modèle « Barlat – écrouissage isotrope » pour les essais réalisés par la société MatFem et ArcelorMittal (Fe22Mn0.6C)


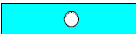



Essai	Auteur	Grandeurs mécaniques locales à la rupture (modèle « von Mises - Hollomon »)
Cisaillement ($\alpha=-1$) 	Matfem	$\epsilon_1 = 0,48, \epsilon_2 = 0, \epsilon_3 = -0,48$ $\sigma_1 = 1161\text{MPa}, \sigma_2 = 0\text{MPa}, \sigma_3 = -1161\text{MPa}$ $\epsilon_{eq(M)} = 0,55, \sigma_{eq(M)} = 2011\text{MPa}, \bar{\eta}_{(M)} = 0$
Traction ($\alpha=-0,50$) 	Matfem	$\epsilon_1 = 0,68, \epsilon_2 = -0,34, \epsilon_3 = -0,34$ $\sigma_1 = 2203\text{MPa}, \sigma_2 = 0\text{MPa}, \sigma_3 = 0\text{MPa}$ $\epsilon_{eq(M)} = 0,68, \sigma_{eq(M)} = 2203\text{MPa}, \bar{\eta}_{(M)} = 0,33$
Trajet ($\alpha=-0,20$) 	Matfem	$\epsilon_1 = 0,37, \epsilon_2 = -0,08, \epsilon_3 = -0,29$ $\sigma_1 = 1967\text{MPa}, \sigma_2 = 656\text{MPa}, \sigma_3 = 0\text{MPa}$ $\epsilon_{eq(M)} = 0,39, \sigma_{eq(M)} = 1734\text{MPa}, \bar{\eta}_{(M)} = 0,50$
Déformation plane ($\alpha=0$) 	Matfem	$\epsilon_1 = 0,40, \epsilon_2 = -0,02, \epsilon_3 = -0,38$ $\sigma_1 = 2128\text{MPa}, \sigma_2 = 999\text{MPa}, \sigma_3 = 0\text{MPa}$ $\epsilon_{eq(M)} = 0,45, \sigma_{eq(M)} = 1844\text{MPa}, \bar{\eta}_{(M)} = 0,57$
Marciniak $\alpha=0,08$	Arcelor	$\epsilon_1 = 0,38, \epsilon_2 = 0,03, \epsilon_3 = -0,41$ $\sigma_1 = 2145\text{MPa}, \sigma_2 = 1196\text{MPa}, \sigma_3 = 0\text{MPa}$ $\epsilon_{eq(M)} = 0,46, \sigma_{eq(M)} = 1862\text{MPa}, \bar{\eta}_{(M)} = 0,60$
Marciniak $\alpha=0,68$	Arcelor	$\epsilon_1 = 0,37, \epsilon_2 = 0,25, \epsilon_3 = -0,62$ $\sigma_1 = 2253\text{MPa}, \sigma_2 = 1984\text{MPa}, \sigma_3 = 0\text{MPa}$ $\epsilon_{eq(M)} = 0,63, \sigma_{eq(M)} = 2132\text{MPa}, \bar{\eta}_{(M)} = 0,66$
Traction équilibriaxée ($\alpha=1$) 	Matfem	$\epsilon_1 = 0,375, \epsilon_2 = 0,375, \epsilon_3 = -0,75$ $\sigma_1 = 2297\text{MPa}, \sigma_2 = 2297\text{MPa}, \sigma_3 = 0\text{MPa}$ $\epsilon_{eq(M)} = 0,75, \sigma_{eq(M)} = 2297\text{MPa}, \bar{\eta}_{(M)} = 0,67$

Tableau 17 : Estimation des grandeurs mécaniques locales à la rupture par le modèle « von Mises – Hollomon » pour les essais réalisés par la société Matfem et Arcelor (Fe22Mn0.6C)

2.2 Courbe limite de formabilité à rupture

Les valeurs locales des déformations et des contraintes à la rupture estimées par le modèle « Barlat – écrouissage isotrope » sont représentées dans les diagrammes « Déformation majeure – Déformation mineure » (Figure 184a) et « Déformation équivalente – Triaxialité des contraintes » (Figure 184b). La déformation plane est le mode de sollicitation le plus contraignant. C'est un résultat couramment rapporté lors de la caractérisation de la formabilité de tôles métalliques.

La Figure 184 superpose les résultats des essais réalisés dans notre étude et ceux réalisés par MatFem ou ArcelorMittal. Un écart maximal d'environ 0,1 point est relevé sur les déformations (mineure, majeure ou équivalente) caractérisant la rupture dans le même mode de déformation (par exemple en traction ou en cisaillement) mais avec des géométries d'éprouvettes différentes. En plus des incertitudes liées aux différents dispositifs expérimentaux, ces écarts peuvent s'expliquer par la présence de bandes de localisation de la vitesse de déformation (et des contraintes associées) qui affecte éventuellement la rupture car leur développement ne s'effectue pas forcément de la même manière pour les différents éprouvettes.

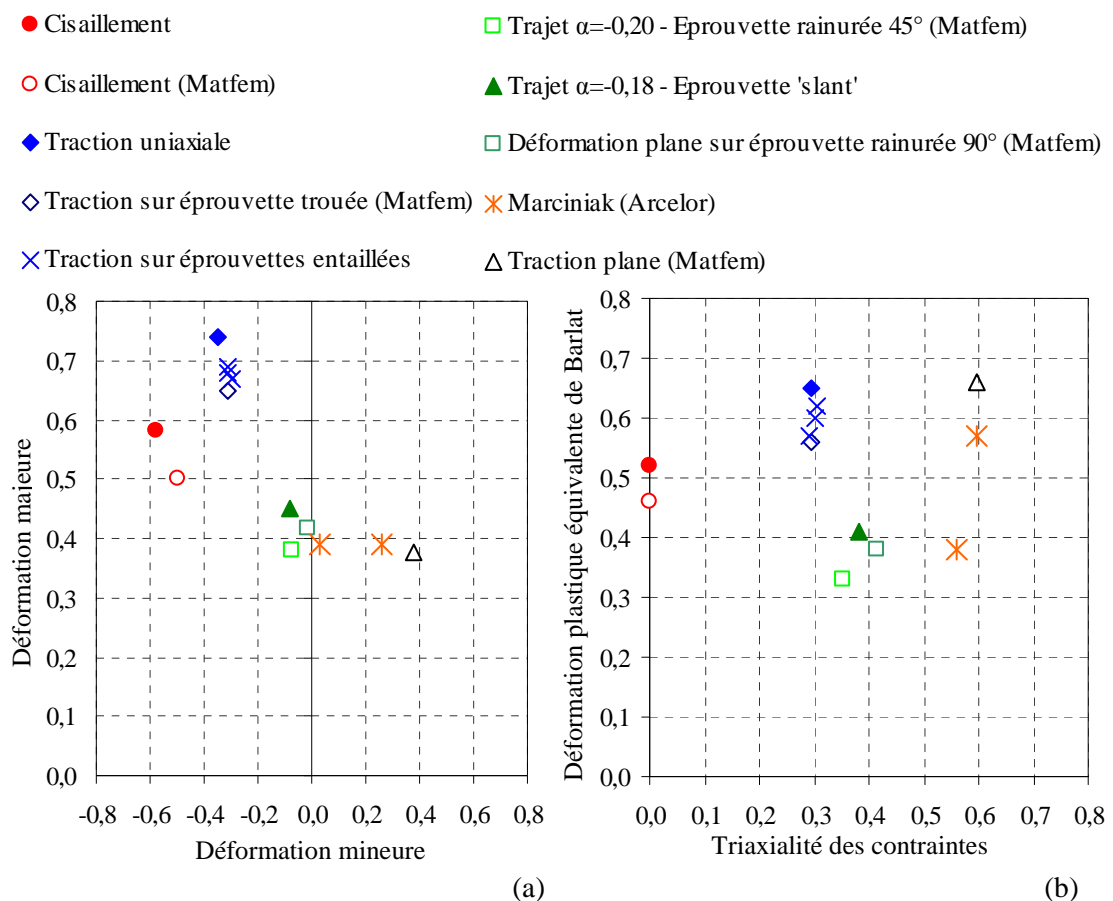


Figure 184 : CLF estimée par le modèle de Barlat dans le diagramme a) des déformations principales et b) de la déformation plastique équivalente en fonction de la triaxialité

Pour un matériau isotrope, le système d'axes des déformations et contraintes principales est seul pris en compte pour tracer la CLF dans le diagramme « Déformation majeure – Déformation mineure ». En revanche, pour un matériau anisotrope, comme c'est le cas de l'acier TWIP, il y a plusieurs différences avec le tracé conventionnel des CLF:

- Due à l'anisotropie en déformation, les essais « classiques » tels que la traction uniaxiale ne sont pas représentés par des droites ayant des pentes habituelles. Par exemple, pour la nuance Fe22Mn0.6C, la droite représentative de l'essai de traction uniaxiale dans le sens long a une pente de $\alpha = -0,47$.
- Une traction (ou toute autre sollicitation) dans une direction du matériau, par exemple le sens long, n'équivaut pas à la même sollicitation dans une autre direction, par exemple le sens travers.
- Puisque les propriétés en déformation sont anisotropes, rien ne dit que les propriétés à rupture soient isotropes.

Pour la majorité des essais réalisés dans notre étude, la déformation principale de déformation est parallèle au sens long de la tôle (parallèle au sens de sollicitation). Le repère de la tôle (L, T, TC) est donc quasiment superposé aux axes ($\epsilon_I, \epsilon_{II}, \epsilon_{III}$). Cependant, pour les essais de cisaillement la direction principale majeure n'est pas parallèle au sens long, comme schématisé sur la Figure 185a. Pour être cohérent, il aurait fallu réaliser un essai de cisaillement avec la direction majeure parallèle au sens long (Figure 185b), par exemple en prélevant les éprouvettes différemment (mais l'orientation n'est pas facile à choisir du fait que le matériau est anisotrope).

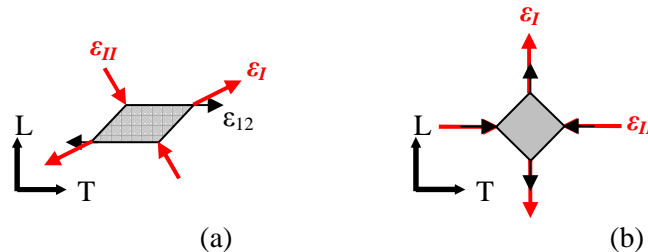


Figure 185 : a) Schéma représentatif des essais de cisaillement réalisés dans cette étude. La direction majeure n'est pas parallèle au sens long. b) Cisaillement avec la direction majeure parallèle au sens long

Deux simulations sur des RVE ont été réalisées afin de comparer le positionnement sur la CLF des points caractéristiques de la rupture en cisaillement dans chacune des configurations :

- la première est représentative des essais réalisés dans cette étude et correspond au cas de la Figure 185a. Le RVE est piloté par une déformation ϵ_{12} .
- la seconde est le cas de la Figure 185b où le RVE est piloté par ϵ_I et ϵ_{II} .

Les simulations sont stoppées quand la déformation majeure atteint la valeur de -0,58. Le Tableau 18 compare les grandeurs mécaniques estimées par le modèle « Barlat-écrouissage isotrope » lors des deux simulations. Les valeurs locales des déformations et des contraintes à rupture obtenues lors de la modélisation de l'essai de cisaillement sur éprouvette rainurée sont également rappelées.

Tout d’abord, nous montrons que la simulation sur RVE du trajet $\alpha=-1$ pilotée par la déformation ε_{12} est représentative de l’essai de cisaillement sur éprouvette rainurée puisque les grandeurs mécaniques estimées avec les deux simulations sont identiques.

Nous montrons également que l’utilisation d’un critère de plasticité anisotrope modifie le positionnement du point de rupture en cisaillement dans le diagramme « Déformation équivalente – Triaxialité des contraintes » par rapport à un matériau considéré isotrope. En effet, lorsque la direction principale du cisaillement est parallèle au sens long (Configuration de la Figure 185b), $tr(\underline{\sigma}) \neq 0$ et donc la triaxialité des contraintes qui caractérise l’état de cisaillement n’est pas nulle.

Modélisation de l’essai de cisaillement sur éprouvette rainurée	RVE piloté par ε_{12}	RVE piloté par ε_I et ε_{II}
$\varepsilon_1 = 0,58$	$\varepsilon_1 = 0,58$	$\varepsilon_1 = 0,58$
$\varepsilon_2 = 0$	$\varepsilon_2 = 0$	$\varepsilon_2 = 0$
$\varepsilon_3 = -0,58$	$\varepsilon_3 = -0,58$	$\varepsilon_3 = -0,58$
$\sigma_1 = 1089\text{MPa}$	$\sigma_1 = 1082\text{MPa}$	$\sigma_1 = 797\text{MPa}$
$\sigma_2 = 0\text{MPa}$	$\sigma_2 = 0\text{MPa}$	$\sigma_2 = 0\text{MPa}$
$\sigma_3 = -1089\text{MPa}$	$\sigma_3 = -1082\text{MPa}$	$\sigma_3 = -1523\text{MPa}$
$\varepsilon_{eq(B)} = 0,52$	$\varepsilon_{eq(B)} = 0,51$	$\varepsilon_{eq(B)} = 0,55$
$\sigma_{eq(B)} = 2357\text{MPa}$	$\sigma_{eq(B)} = 2341\text{MPa}$	$\sigma_{eq(B)} = 2417\text{MPa}$
$\bar{\alpha} = -1$	$\bar{\alpha} = -1$	$\bar{\alpha} = -1$
$\bar{\eta}_{(B)} = 0$	$\bar{\eta}_{(B)} = 0$	$\bar{\eta}_{(B)} = -0,1$

Tableau 18 : Comparaison des grandeurs mécaniques estimées par le modèle « Barlat – écrouissage isotrope » lors de simulations sur RVE et sur structure

Les essais de cisaillement réalisés dans cette étude sollicitent le matériau selon la configuration de la Figure 185a, que ce soit l’essai sur éprouvette « butterfly » ou l’essai réalisé par MatFem. Nous ne modifierons donc pas les deux points expérimentaux qui figurent sur la CLF de l’acier TWIP Fe22Mn0.6C (Figure 184) mais nous émettons des réserves sur leur position.

La Figure 186 superpose les grandeurs mécaniques estimées par le modèle « Barlat – écrouissage isotrope » et celles estimées par le modèle « von Mises – Hollomon ». Ces dernières sont représentées par des points noirs pour une meilleure lisibilité.

La Figure 186a montre que l’écart entre les deux CLF est très faible dans le diagramme « Déformation majeure – Déformation mineure ». Ce résultat était prévu car les grandeurs mécaniques à rupture sont estimées par simulation numérique à un niveau de déformation expérimentale (c’est-à-dire que la simulation numérique est « stoppée » lorsque le déplacement de l’éprouvette ou l’amincissement de la tôle atteint la valeur expérimentale). Dans le diagramme « Déformation équivalente – Triaxialité des contraintes » (Figure 186b), l’écart entre les CLF estimées par les deux modèles de comportement est plus prononcé puisque un équivalent différent est utilisé pour estimer la

déformation équivalente à la rupture mais également la triaxialité des contraintes. En fait, nous nous attendons surtout à avoir un écart plus prononcé sur les contraintes estimées par les deux modèles.

Remarque : Rappelons que le modèle « von Mises – écrouissage de type Hollomon » simule mal le comportement plastique du matériau par exemple lors des essais de traction sur éprouvettes entaillées ou de cisaillement. Même si la CLF estimée avec ce modèle est proche de celle estimée par le modèle « Barlat – écrouissage isotrope » dans le diagramme « Déformation majeure – Déformation mineure », le comportement à rupture est ensuite mal reproduit en termes de données macroscopiques telles qu'une ouverture d'entaille ou un déplacement de poinçon en emboutissage.

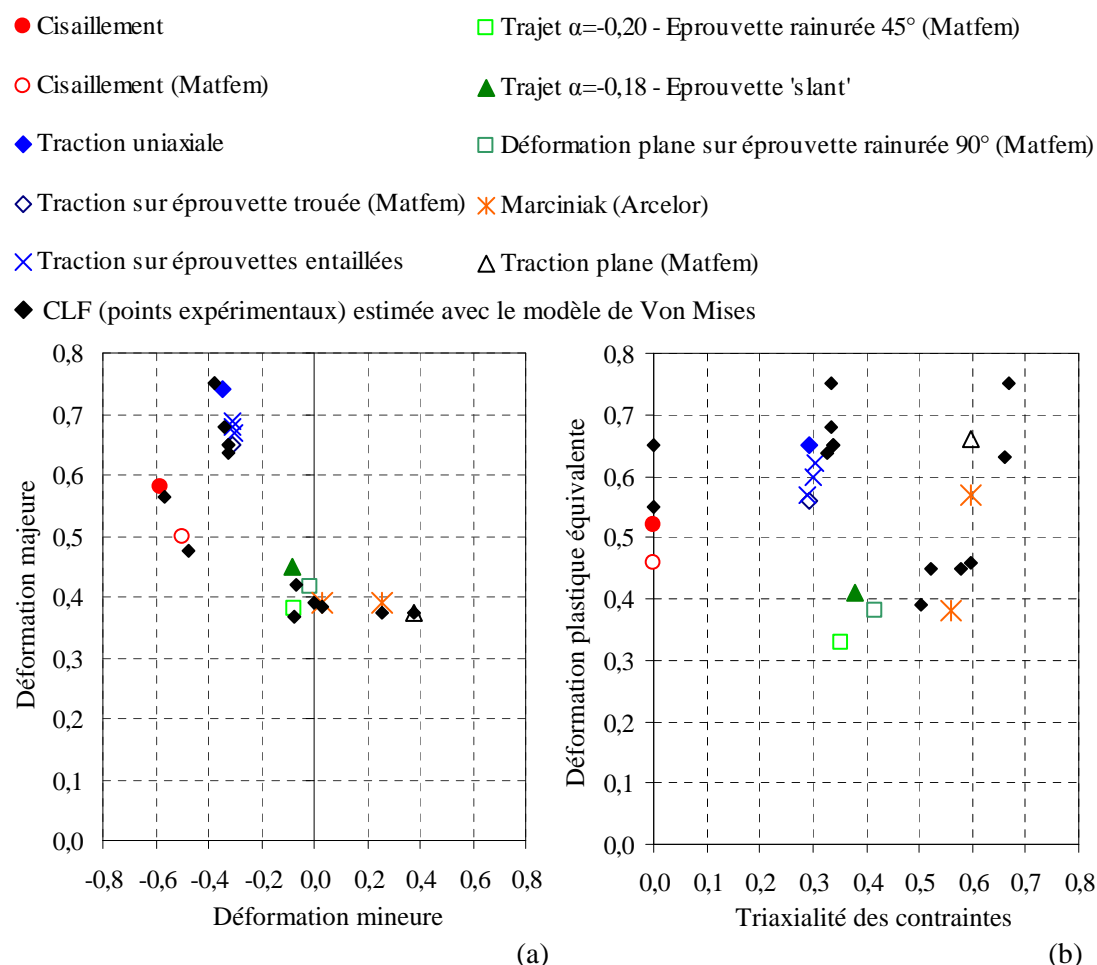


Figure 186 : Comparaison des CLF estimées par le modèle de Barlat et celui de von Mises (croix noires) dans le diagramme a) des déformations principales et b) de la déformation plastique équivalente en fonction de la triaxialité

La Figure 187 compare la CLF de la nuance Fe22Mn0.6C dans le diagramme « Déformation équivalente à la rupture– Triaxialité des contraintes » avec celle de l'alliage d'aluminium 2024-T3 établie par Wierzbicki et al [Wierzbicki05]. Pour les deux nuances, la déformation plastique équivalente à rupture est déterminée avec le modèle de comportement basé sur le critère de von Mises et la loi d'écrouissage sans seuil de Hollomon $\sigma = K.p^n$ avec :

- $K = 744 \text{ MPa}$ et $n = 0,153$ pour l'alliage d'aluminium 2024-T3,

- $K = 2605 \text{ MPa}$ et $n = 0,43$ pour l'acier TWIP Fe22Mn0.6C (Chapitre 3-2.2).

La nuance Fe22Mn0.6C présente une bien meilleure formabilité que l'alliage d'aluminium 2024-T3. La forme de la CLF de l'acier TWIP est proche de celle mesurée par Wierzbicki et al pour l'alliage d'aluminium. La principale différence se situe à l'extrême droite de la CLF (par rapport à l'axe vertical) pour des états proches de la traction équilibrée. La nuance Fe22Mn0.6C présente une formabilité similaire en traction uniaxiale et en traction équilibrée alors que la formabilité de l'alliage d'aluminium semble continuellement décroître depuis la traction uniaxiale lorsque la triaxialité des contraintes augmente.

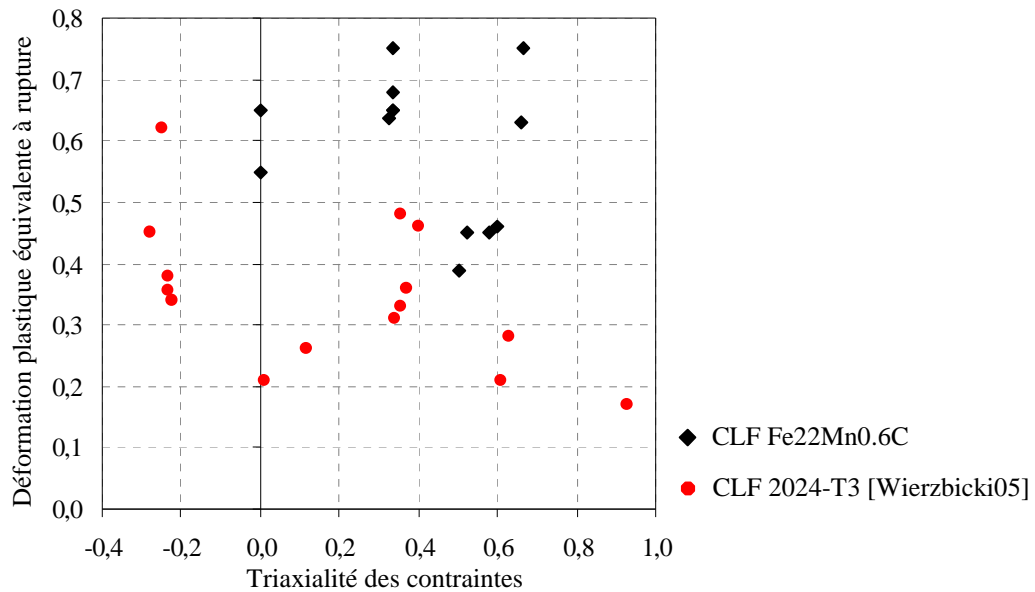


Figure 187 : CLF dans le diagramme « Déformation plastique équivalente à rupture-Triaxialité des contraintes » pour la nuance Fe22Mn0.6C et un alliage d'aluminium 2024-T3 [Wierzbicki05]

3 Détermination d'un critère de rupture pour la nuance Fe22Mn0.6C

3.1 Nécessité d'un critère local

Le choix d'un critère local est venu des premiers résultats sur la rupture en traction des éprouvettes lisses et entaillées. En effet, alors que la rupture en traction uniaxiale intervient au sommet de la courbe conventionnelle « Contrainte – déformation », les courbes « Charge linéaire – ouverture d'entaille » des éprouvettes entaillées montrent que le matériau continue à s'écrouir juste avant la rupture (la pente des courbes au moment de la rupture n'est pas nulle). La prédiction de la rupture interviendrait donc trop tard avec un critère de Considère ou même avec un critère en localisation de Rice qui est limité à des matériaux adoucissants (l'adoucissement est nécessaire pour que le déterminant du tenseur acoustique devienne négatif).

De plus, malgré le fait que le rayon d'entaille (et donc la triaxialité des contraintes induite au centre de l'éprouvette) ait une influence sur les courbes « Charge – ouverture d'entaille », l'analyse mécanique par éléments finis a montré que seul le point en pointe d'entaille semble contrôler la rupture des éprouvettes. Ainsi, la rupture des éprouvettes entaillées intervient pour une même contrainte équivalente à la rupture (ou même déformation équivalente) quel que soit le rayon d'entaille.

Notre choix se porte donc sur un critère local, c'est-à-dire que lorsqu'un point d'intégration d'une structure maillée atteint le critère, cela marque la rupture de la structure. Nous travaillerons sur un critère en contraintes, c'est-à-dire dans le diagramme « Contrainte équivalente à rupture – α » ou « Contrainte équivalente à rupture – triaxialité des contraintes » mais les résultats seront également présentés dans les diagrammes « Déformation majeure – Déformation mineure » et « Déformation équivalente – Triaxialité des contraintes ».

Une des difficultés avec l'utilisation du critère de Barlat est qu'il n'existe pas d'expression analytique de la déformation plastique équivalente. Il a donc été nécessaire de réaliser une série de simulations sur un volume élémentaire à un point d'intégration (RVE) caractérisant différents états de déformation, puis de relever les caractéristiques mécaniques à rupture estimées par le critère, et enfin de tracer les courbes point par point dans les diagrammes « Déformation majeure – Déformation mineure » et « Déformation équivalente – Triaxialité des contraintes ».

3.2 Critères basés sur une contrainte critique

3.2.1 Contrainte équivalente à rupture similaire à la contrainte équivalente d'écoulement plastique

Expérimentalement, nous avons observé que la rupture des éprouvettes entaillées de traction intervient à une contrainte équivalente proche de celle mesurée en traction uniaxiale (éprouvettes lisses). Dans un premier temps, nous proposons de vérifier si la forme de la surface de rupture est similaire à celle de plasticité à une valeur donnée de contrainte ou

déformation équivalente. Notons qu'en utilisant ici exclusivement des modèles avec écrouissage isotrope, on garde constante la forme de la surface d'écoulement tout au long des essais. Nous proposons donc un critère de rupture basé sur le second invariant du tenseur des contraintes, c'est-à-dire un critère en contrainte équivalente critique. Dans cette partie, nous présentons les résultats avec les deux modèles de comportement :

- Lorsque le comportement plastique du matériau est simulé par le modèle « von Mises – Hollomon », le critère de rupture est une contrainte équivalente de von Mises critique (la surface de rupture est la surface d'écoulement de von Mises à cette valeur critique),
- Lorsque le comportement plastique du matériau est simulé par le modèle « Barlat – écrouissage isotrope », le critère de rupture est une contrainte équivalente de Barlat critique (la surface de rupture est la surface d'écoulement de Barlat à cette valeur critique).

Après avoir identifié la contrainte équivalente critique et tracé les surfaces de rupture respectivement pour les deux modèles, nous effectuerons un bilan sur l'ensemble des résultats.

3.2.1.1 Contrainte équivalente de von Mises

La Figure 188 regroupe les contraintes équivalentes à rupture estimées par le modèle « von Mises – Hollomon » (Figure 188) pour chaque essai. Pour définir une valeur critique de contrainte équivalente, une moyenne a été calculée sur l'ensemble des essais. Nous proposons donc de tester un critère de rupture basé sur une contrainte équivalente de von Mises critique de 2066MPa. La Figure 189 présente la surface de plasticité de von Mises à 2066MPa. Les résultats sont également présentés dans les diagrammes « Déformation majeure – Déformation mineure ».

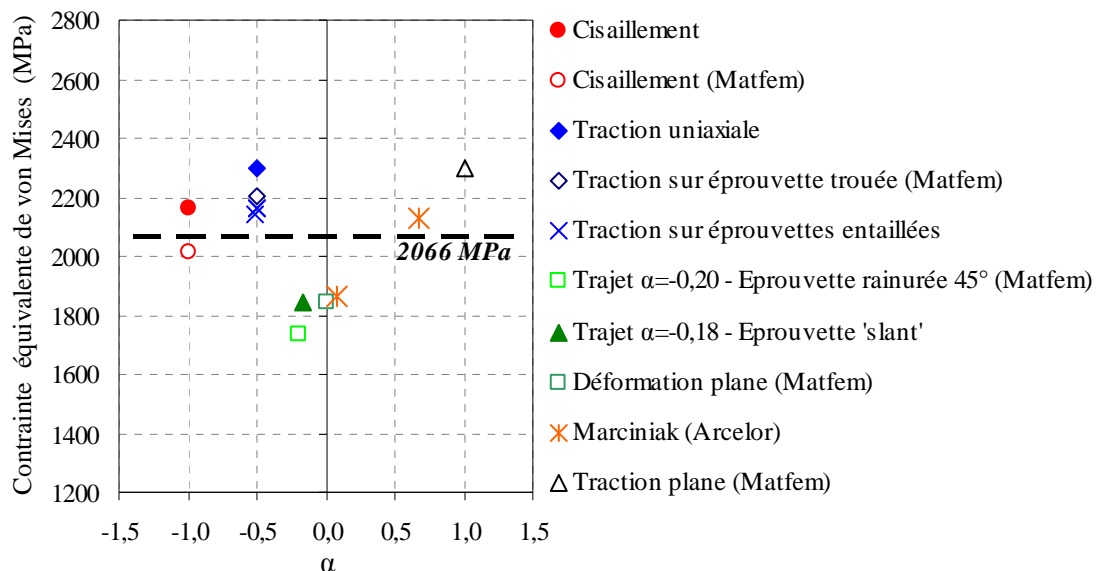


Figure 188 : Détermination d'une contrainte équivalente critique de von Mises

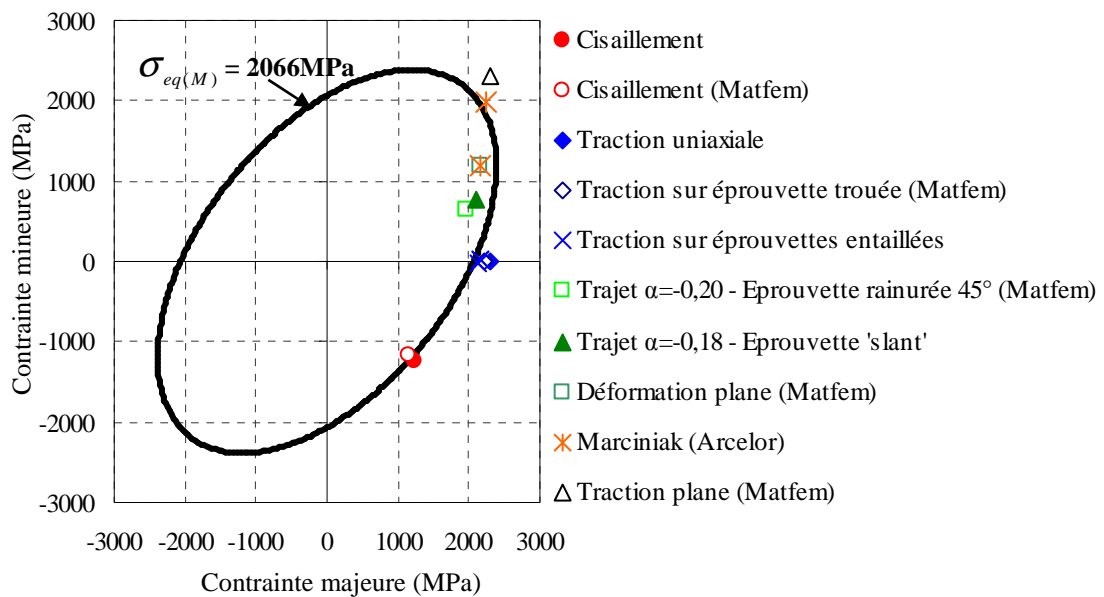


Figure 189 : Surface de rupture à une contrainte équivalente critique de von Mises de 2066MPa

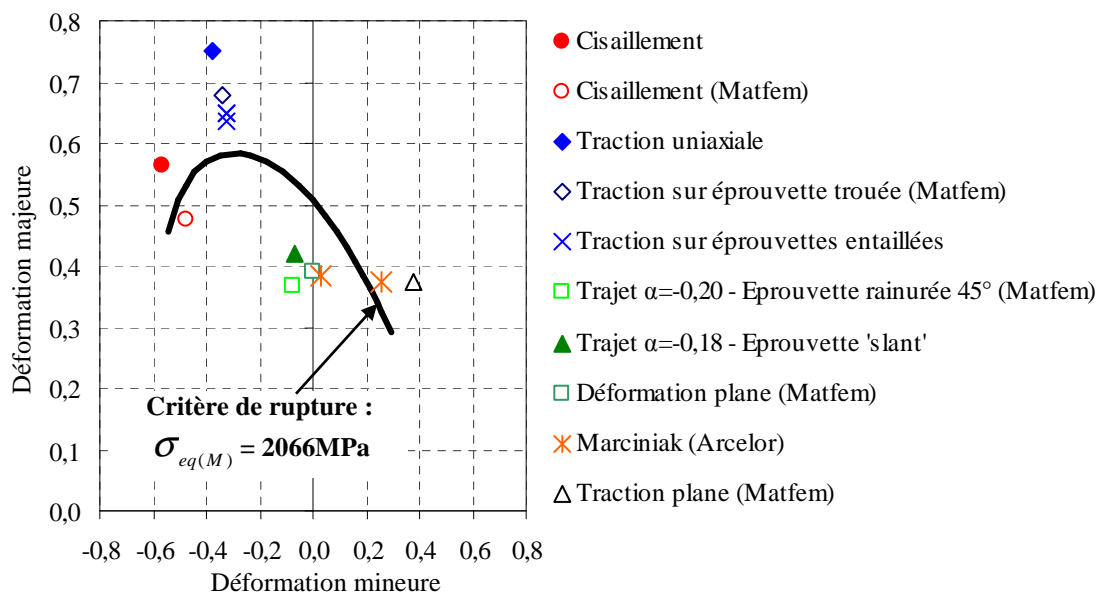
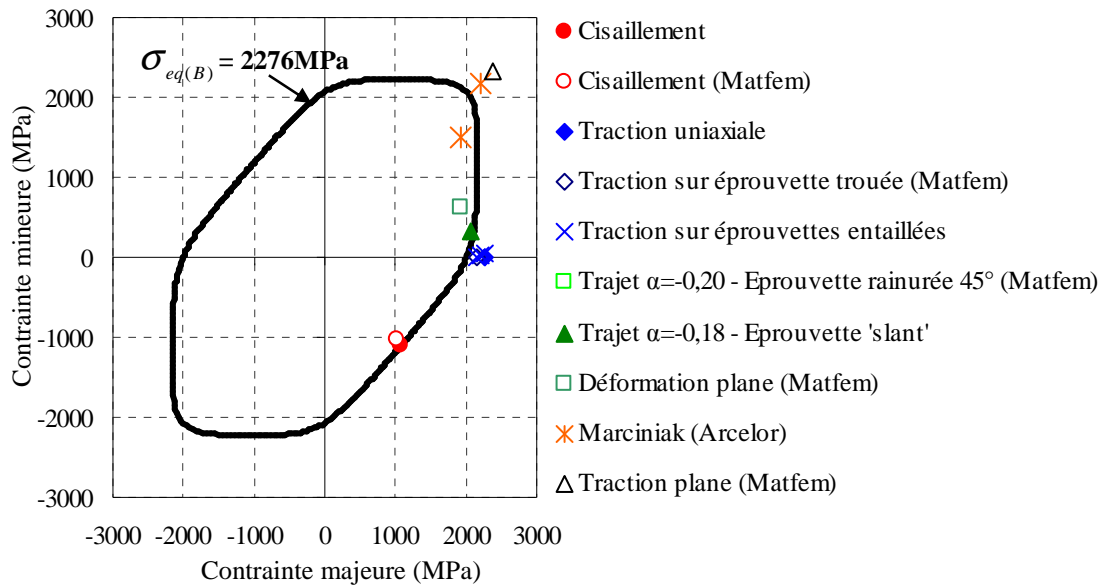
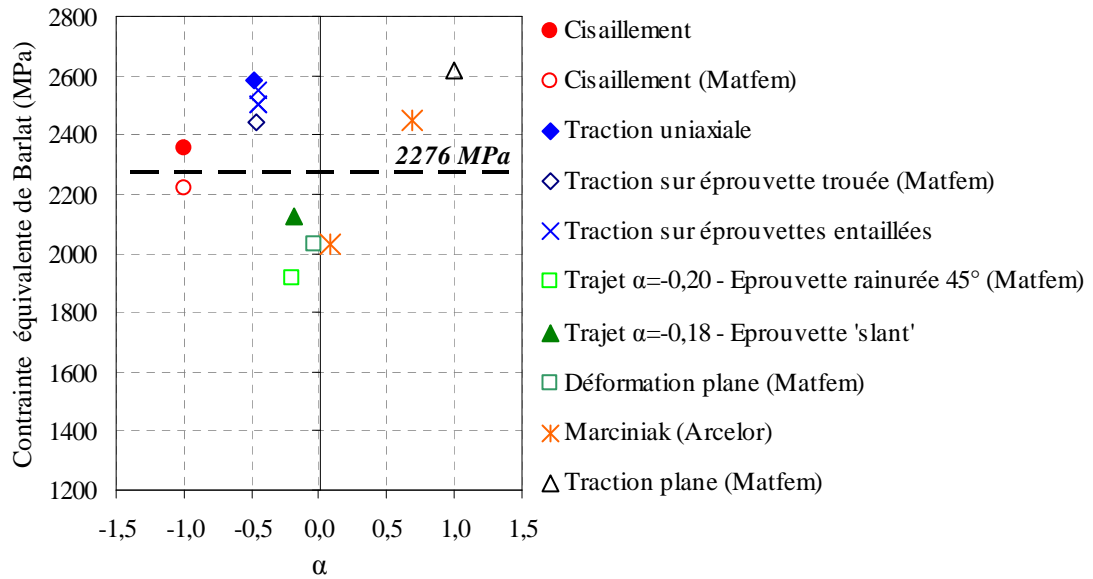


Figure 190 : Prédiction de la formabilité de la nuance Fe22Mn0.6C avec le critère de rupture en contrainte équivalente de von Mises (les déformations sont estimées avec le modèle « von Mises – écrouissage de type Hollomon »)

3.2.1.2 Contrainte équivalente de Barlat

Nous avons identifié de la même manière que ci-dessus une contrainte équivalente critique de Barlat à 2276MPa (Figure 191). La surface de rupture dans le diagramme « Contrainte mineure – contrainte majeure » est directement la surface de plasticité de Barlat à une contrainte équivalente de 2276MPa (Figure 192). Le critère de rupture en contrainte équivalente critique de Barlat est tracé dans le diagramme « Déformation majeure – déformation mineure » en réalisant une série de simulations sur RVE (Figure 193).



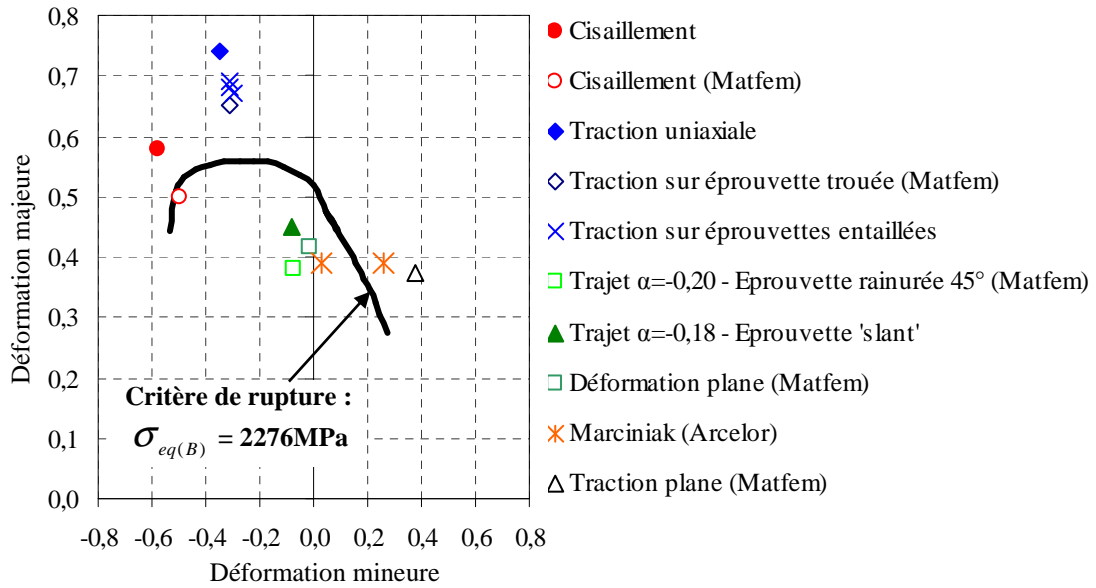


Figure 193 : Prédiction de la formabilité de la nuance Fe22Mn0.6C avec le critère de rupture en contrainte équivalente de Barlat (les déformations sont estimées avec le modèle « Barlat – écrouissage isotrope »)

3.2.1.3 Conclusion

Un critère en contrainte équivalente critique de plasticité n'est pas efficace pour prédire la formabilité de la nuance Fe22Mn0.6C, que le critère soit formulé dans l'équivalent de von Mises ou de Barlat. Ces résultats indiquent qu'il est nécessaire d'identifier une surface de rupture différente de celle de plasticité. Dans un second temps, nous proposons donc de tester un critère de rupture formulé à partir de la contrainte équivalente de Tresca, c'est-à-dire formulé à partir de la contrainte de cisaillement maximale.

3.2.2 Contrainte équivalente de rupture différente de la contrainte équivalente de plasticité : Critère de rupture de Tresca

La contrainte équivalente de Tresca ou contrainte de cisaillement maximale est définie par :

$$\tau_{\max} = \max \left\{ \frac{|\sigma_1 - \sigma_2|}{2}, \frac{|\sigma_2 - \sigma_3|}{2}, \frac{|\sigma_1 - \sigma_3|}{2} \right\} \geq D_c \quad (70)$$

De la même façon que précédemment, la contrainte de cisaillement maximale critique a été déterminée en calculant une moyenne des contraintes de cisaillement à rupture estimées par le modèle « von Mises – écrouissage de type Hollomon » (Figure 194a) et par le modèle « Barlat – écrouissage isotrope » (Figure 194b) sur l'ensemble des essais. La contrainte de cisaillement maximale critique est donc évaluée à :

- $\tau_{\max} = 1100\text{MPa}$ pour l'étude de la rupture dans l'équivalent de von Mises,
- $\tau_{\max} = 1050\text{MPa}$ pour l'étude de la rupture dans l'équivalent de Barlat.

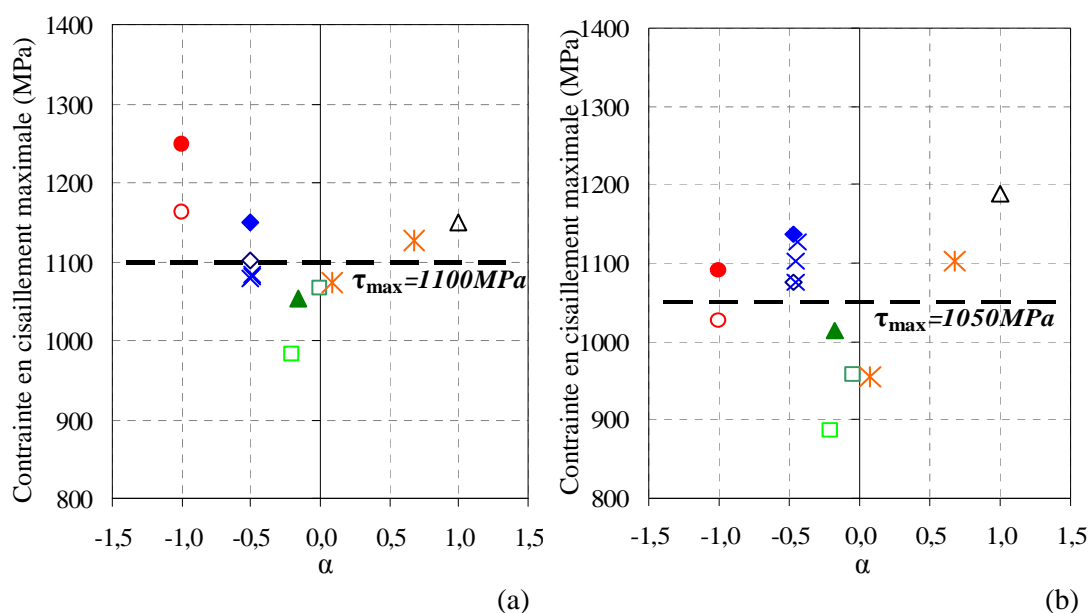


Figure 194 : Détermination de la contrainte de cisaillement maximale critique pour l'étude de la rupture a) dans l'équivalent de von Mises et b) dans l'équivalent de Barlat

Ce critère de rupture en contrainte de cisaillement maximale critique a déjà été testé par ArcelorMittal avec une modélisation du comportement de type « Mises – Hollomon » [Rapport_Goncalvès]. La Figure 195 présente les résultats pour la prédiction de la formabilité de la nuance Fe22Mn0.6C.

Ce même critère n'a pas encore été testé en prenant en compte l'anisotropie du matériau. La Figure 196 présente la prédiction de la formabilité de la nuance Fe22Mn0.6C avec le critère en contrainte de cisaillement maximale critique, les contraintes étant estimées par le modèle « Barlat – écrouissage isotrope ».

Dans l'équivalent de von Mises (Figure 195), la prédiction de la rupture donne des résultats satisfaisants par rapport à la simplicité du critère basé sur une seule variable critique (même conclusion que Wierzbicki et al pour la prédiction de la formabilité de l'alliage d'aluminium 2024-T3). L'un des inconvénients de ce critère est que la même déformation équivalente à rupture est prédite pour les sollicitations en déformation plane et celle en cisaillement alors qu'expérimentalement, il semble que le mode en déformation plane est légèrement plus contraignant que celui en cisaillement.

La forme du critère de rupture en contrainte de cisaillement maximale critique est très différente dans l'équivalent de Barlat par rapport à celle déterminée dans l'équivalent de von Mises, notamment dans le diagramme « Déformation majeure – Déformation mineure » (Figure 196b). La Figure 196d montre que l'alignement des points dans le diagramme « Contrainte mineure – Contrainte majeure » dans l'équivalent de Barlat présente une forme concave, éloignée de l'hexagone du critère de Tresca. C'est pour cette raison que les résultats sont moins satisfaisants dans cet équivalent que dans celui de von Mises.

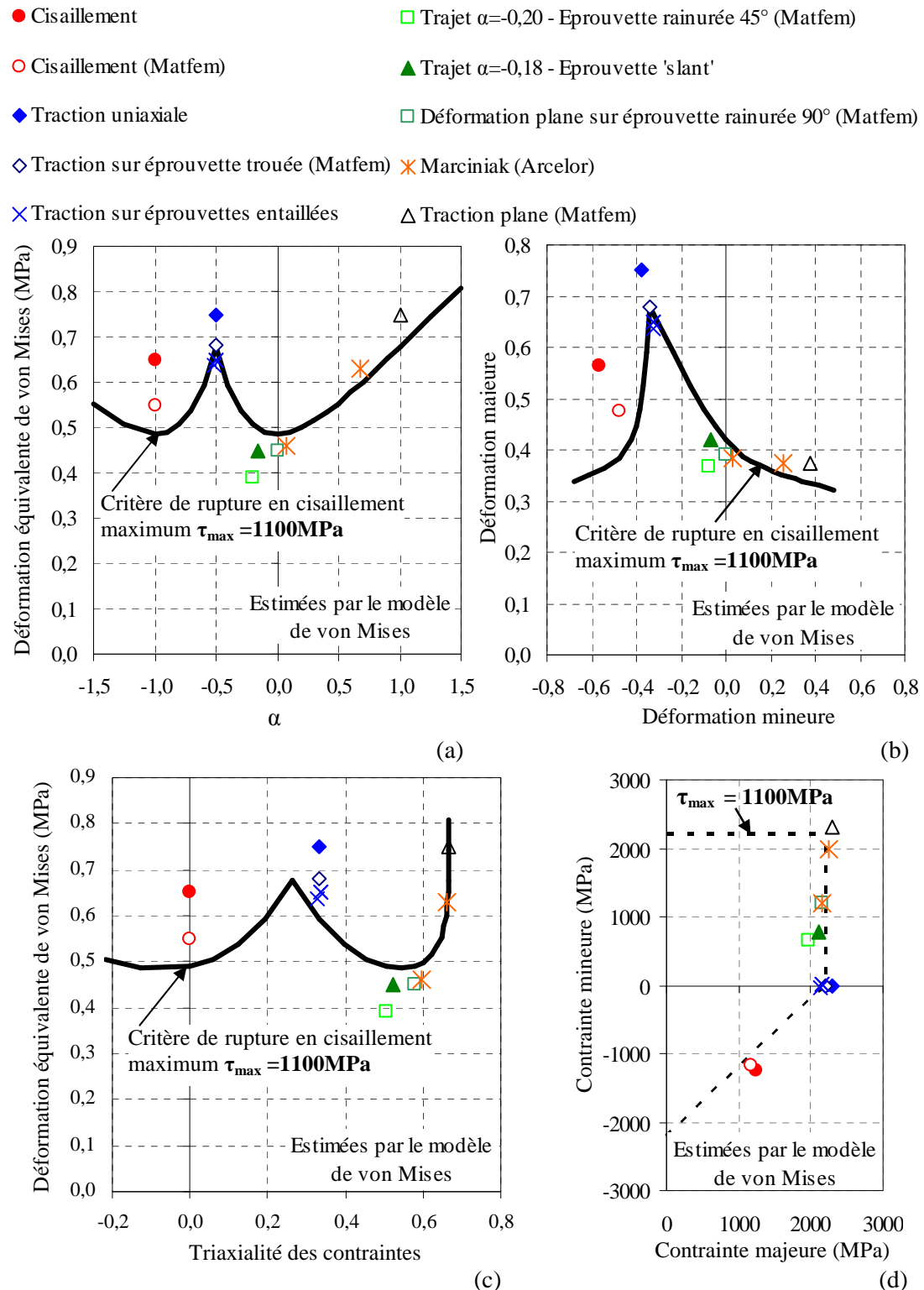


Figure 195 : Prédiction de la CLF estimée par le modèle de von Mises par un critère de rupture en cisaillement maximum. a) Déformation plastique équivalente en fonction du mode de sollicitation, b) diagramme des déformations principales, c) Déformation plastique équivalente en fonction de la triaxialité. d) Représentation du critère de Tresca

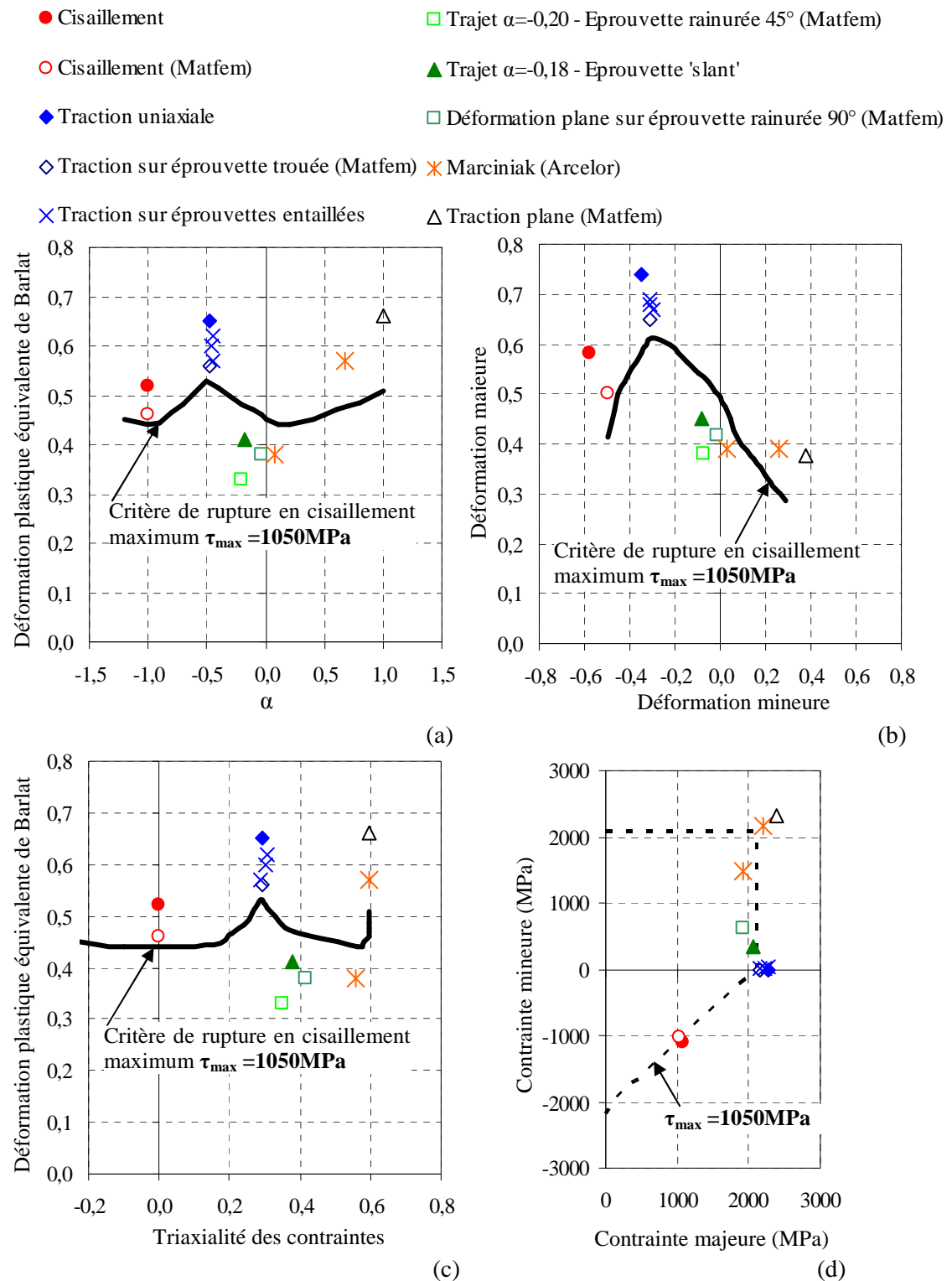


Figure 196 : Prédiction de la CLF estimée par le modèle de Barlat par un critère de rupture en cisaillement maximum. a) Déformation plastique équivalente en fonction du mode de sollicitation, b) diagramme des déformations principales, c) Déformation plastique équivalente en fonction de la triaxialité. d) Représentation du critère de Tresca

Le but de notre étude est déterminer un critère de rupture satisfaisant pour prédire la formabilité de l'acier TWIP, tout en simulant de façon correcte les courbes macroscopiques des essais réalisés. Le critère en contrainte de cisaillement maximale critique n'est donc pas retenu pour prédire la rupture de l'acier TWIP.

Le deuxième résultat de cette partie est que le modèle de comportement plastique a une forte influence sur la forme du critère de rupture. Ce constat a déjà été effectué par différents auteurs. Citons par exemple les travaux de Banabic et al [Banabic01].

Banabic et al se sont intéressés à cette thématique car les déformations à rupture sont surestimées dans le domaine des sollicitations biaxiales (partie droite de la CLF) et sont sous-estimées en déformations planes par le modèle M-K lorsque le comportement plastique est modélisé par le modèle de von Mises. Dans leurs travaux, l'influence de certains paramètres matériau (coefficient d'écrouissage, coefficients de Lankford, sensibilité à la vitesse...) et des paramètres du procédé de transformation ou de la sollicitation (vitesses, température, trajet...) sur la forme et la position de la CLF sont étudiés [Banabic01, Butuc02]. La rupture est estimée par le critère en instabilité plastique M-K.

Dans les travaux de Banabic et al [Banabic01], le comportement anisotrope d'un alliage d'aluminium de la série 5000 (nuance non communiquée) est modélisé par le critère d'écoulement de Hill93 :

$$\sigma_1^2 - (2 - \frac{\sigma_u^2}{\sigma_b^2})\sigma_1\sigma_2 + \sigma_2^2 + [(p + q) - \frac{(p\sigma_1 + q\sigma_2)}{\sigma_b}] \sigma_1\sigma_2 = \sigma_u^2 \quad (71)$$

avec σ_1 et σ_2 les contraintes principales,

σ_u la contrainte d'écoulement en traction uniaxiale (avec l'hypothèse $\sigma_u = \sigma_0 = \sigma_{90}$ les contraintes d'écoulement en traction uniaxiale dans les sens long et travers),

σ_b la contrainte d'écoulement en traction biaxiale,

p et q deux paramètres adimensionnels fonction du coefficient d'anisotropie normale (avec l'hypothèse $r = r_0 = r_{90}$ les coefficients de Lankford dans le sens long et travers) :

$$p = q = \frac{2/(1-r) - \sigma_u^2/\sigma_b^2}{2 - \sigma_u/\sigma_b} \quad (72)$$

En posant $t = \frac{\sigma_1}{\sigma_b}$ et $a = \frac{\sigma_u}{\sigma_b}$, le critère d'écoulement de Hill93 devient :

$$\sigma_1^2 + [p(1-t) + q - (2 - a^2)]\sigma_1\sigma_2 + (1 - qt)\sigma_2^2 = \sigma_u^2 \quad (73)$$

Banabic et al montrent l'influence du paramètre $a = \frac{\sigma_u}{\sigma_b}$ sur la forme et le

positionnement de la CLF estimée par le modèle M-K (Figure 197a). Ce résultat est très significatif pour les états de déformation en traction équi-biaxiale.

Butuc et Banabic évaluent ensuite la performance du critère M-K lorsque le comportement plastique du matériau est modélisé par les critères de plasticité de Barlat91 et de Barlat00 [Butuc02]. La Figure 197b montre que les déformations à rupture sont estimées de façon correcte lorsque le comportement plastique est modélisé par le critère de plasticité

de Barlat (Yld96) alors qu'elles sont surestimées dans la partie gauche de la CLF lorsque le modèle de comportement est basé sur le critère de Hill (Hill48 et Hill79).

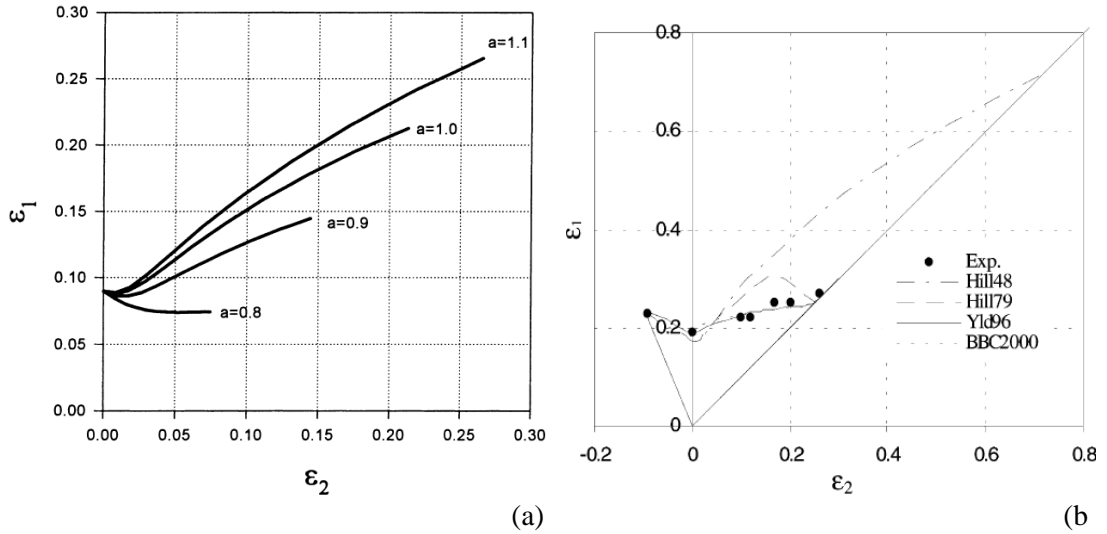


Figure 197 : a) Influence du paramètre a du critère de Hill93 sur la CLF [Banabic01]. b) CLF expérimentale et CLF théoriques estimées par différents modèles de plasticité [Butuc02]. La rupture est estimée par le critère M-K.

3.3 Critère basé sur deux variables mécaniques

Avec les deux précédents critères, nous avons identifié que la rupture de la nuance Fe22Mn0.6C ne peut être décrite par une seule variable mécanique simple. Nous proposons donc un critère de rupture basé sur deux variables mécaniques :

- la première liée à la contrainte équivalente,
- la seconde liée à l'angle de Lode.

Dans un premier temps, nous ne tenons pas compte de la pression hydrostatique car nous avons vu que cette variable ne semble pas être la plus pertinente. Nous choisissons de reprendre la démarche des travaux de Bardet et al [Bardet90] pour la rupture des sols et des roches présentés dans la partie 1.3.1 de ce chapitre. Le critère de rupture est formulé dans l'espace des contraintes principales avec les coordonnées de Haigh-Westergaard (ρ, θ, ξ) mais sans dépendance envers la pression hydrostatique ξ . Nous cherchons donc l'équation d'un critère à deux variables mécaniques ρ et θ sous la forme :

$$\rho = f(\theta) \quad (74)$$

Il s'agit de l'équation d'un cylindre dont la section dans le plan (ρ, θ) est à définir.

Pour un matériau isotrope, la variable ρ est en général directement la contrainte équivalente de von Mises :

$$\rho_{(M)} = \sqrt{3J_2} \quad (75)$$

Pour se rapprocher du formalisme utilisé avec le critère de von Mises, nous choisissons ρ comme une fonction de la contrainte équivalente de Barlat telle que $\rho = \sigma_{TU}$ dans le cas d'une traction uniaxiale où σ_{TU} est appliquée. Lors de l'identification des paramètres du modèle de comportement (Chapitre 3-3.2.), nous avons vu qu'en traction uniaxiale $\sigma_{eq}^{Barlat} = k \times \sigma_{TU}$ avec $k=1,135$.

Nous définissons: $\rho_{(B)} = \frac{\sigma_{eq(B)}}{k}$ avec $\sigma_{eq(B)}$ la contrainte équivalente de (76)

Barlat et $k=1,135$.

De la même façon, nous cherchons à redéfinir le paramètre de Lode pour rester cohérent avec la modélisation du comportement plastique par critère d'écoulement de Barlat.

Pour un matériau isotrope dont le comportement est décrit par le critère de von Mises, le paramètre de Lode peut être formulé soit à partir des contraintes soit à partir des déformations (plus exactement du tenseur des vitesses de déformations). La définition de le paramètre de Lode à partir des contraintes (noté ici $X_{(M)}^\sigma$) est la plus couramment employée. Le paramètre de Lode est alors une combinaison des deuxième et troisième invariants du déviateur des contraintes :

$$X_{(M)}^\sigma = \cos(3\theta) = \frac{3\sqrt{3}}{2} \frac{J_3}{J_2^{3/2}} = \frac{27}{2} \frac{J_3}{\sigma_{eq(M)}^3} \quad (77)$$

Le paramètre de Lode formulé à partir des déformations (noté ici $X_{(M)}^\varepsilon$) est :

$$X_{(M)}^\varepsilon = 4 \cdot \frac{\det(\dot{\varepsilon}^p)}{\dot{p}^3} \quad (78)$$

Avec le formalisme du critère de von Mises, on peut montrer que $X_{(M)}^\sigma$ et $X_{(M)}^\varepsilon$ sont égaux. En effet, dans ce cas une relation lie directement $\underline{\dot{\varepsilon}}^p$ et \dot{p} :

$$\underline{\dot{\varepsilon}}^p = \frac{3}{2} \dot{p} \frac{\underline{s}}{\sigma_{eq(M)}} \quad (79)$$

On a alors :

$$\begin{aligned} X_{(M)}^\varepsilon &= 4 \cdot \frac{\det(\underline{\dot{\varepsilon}}^p)}{\dot{p}^3} = 4 \cdot \frac{1}{\dot{p}^3} \det\left(\frac{3}{2} \cdot \dot{p} \cdot \frac{\underline{s}}{\sigma_{eq(M)}}\right) \\ &= 4 \cdot \left(\frac{3}{2}\right)^3 \cdot \frac{\dot{p}^3}{\dot{p}^3} \cdot \frac{\det(\underline{s})}{\sigma_{eq(M)}^3} \\ &= \frac{27}{2} \cdot \frac{\det(\underline{s})}{\sigma_{eq(M)}^3} \\ &= \frac{27}{2} \cdot \frac{J_3}{\sigma_{eq(M)}^3} \Rightarrow X_{(M)}^\varepsilon = X_{(M)}^\sigma \end{aligned}$$

Avec le critère d'écoulement de Barlat, la normale \underline{n} qui lie $\underline{\dot{\epsilon}}^p$ et \dot{p} n'est pas connue explicitement et l'équivalence entre $X_{(B)}^\epsilon$ et $X_{(B)}^\sigma$ n'existe pas. On définit donc le paramètre de Lode soit à partir des contraintes soit à partir des déformations.

Dans cette étude, l'angle de Lode est utilisé pour discriminer la sensibilité à la localisation de certains états mécaniques. Par analogie au critère de Rice où la localisation est vue comme une discontinuité du gradient de vitesses [Rice76, Rudnicki75], nous choisissons de formuler le paramètre de Lode à partir du gradient de vitesses de déformation.

$$\text{Nous définissons } X_{(B)}^\epsilon = \cos(3\theta_{(B)}) = \frac{4 \det(\dot{\epsilon}^p)}{k \dot{p}^3} \quad (80)$$

Remarque : Il est nécessaire d'introduire le coefficient k pour garantir : $\cos(3\theta) \in [-1,1]$.

Nous cherchons donc l'équation d'un critère à deux variables mécaniques $\rho_{(B)}$ et $\theta_{(B)}$ sous la forme :

$$\rho_{(B)} = f(\theta_{(B)})$$

$$\text{avec } \rho_{(B)} = \frac{\sigma_{eq(B)}}{k} \text{ et } \theta_{(B)} = \frac{1}{3} \cdot \arccos\left(\frac{4 \det(\dot{\epsilon}^p)}{k \dot{p}^3}\right)$$

La fonction $\rho_{(B)} = f(\theta_{(B)})$ a été déterminée à partir du Tableau 19 qui liste les valeurs locales de $\rho_{(B)}$ et de $\theta_{(B)}$ à rupture pour chaque essai réalisé dans cette étude. Ces valeurs sont utilisées pour déterminer la forme de la surface de rupture dans un graphe $(\rho_{(B)} \cdot \sin(3\theta_{(B)}); \rho_{(B)} \cdot \cos(3\theta_{(B)}))$, c'est-à-dire sur une section perpendiculaire à la trisectrice $\xi = \text{constante}$ (Figure 198).

	$\sigma_{eq(B)}$ (MPa)	$\rho_{eq(B)}$ (MPa)	$\cos(3\theta_{(B)})$	$\theta_{(B)}$ (rad)
Cisaillement	2357	2077	0	$\pi/6$
Cisaillement (MatFem)	2221	1957	0	$\pi/6$
Traction uniaxiale	2584	2277	1	0
Traction sur éprouvettes trouées (MatFem)	2443	2152	1	0
Traction sur éprouvette entaillée r=0,5mm	2470	2176	1	0
Traction sur éprouvette entaillée r=1mm	2494	2197	1	0
Traction sur éprouvette entaillée r=2mm	2557	2253	1	0
Trajet $\alpha=-0,20$ – Epreuve rainurée 45° (MatFem)	1916	1688	0,42	0,32
Trajet $\alpha=-0,18$ – Epreuve 'slant'	2124	1871	0,34	0,41
Déformation plane (MatFem)	2032	1790	0,14	0,48
Marciniak $\alpha=0,08$ (Arcelor)	2028	1787	-0,25	0,61
Marciniak $\alpha=0,68$ (Arcelor)	2446	2155	-0,96	0,95
Traction plane (MatFem)	2615	2304	-1	$\pi/3$

Tableau 19 : Valeurs locales de $\sigma_{eq(B)}$, $\rho_{eq(B)}$, $\cos(3\theta_{(B)})$ et $\theta_{(B)}$ à rupture

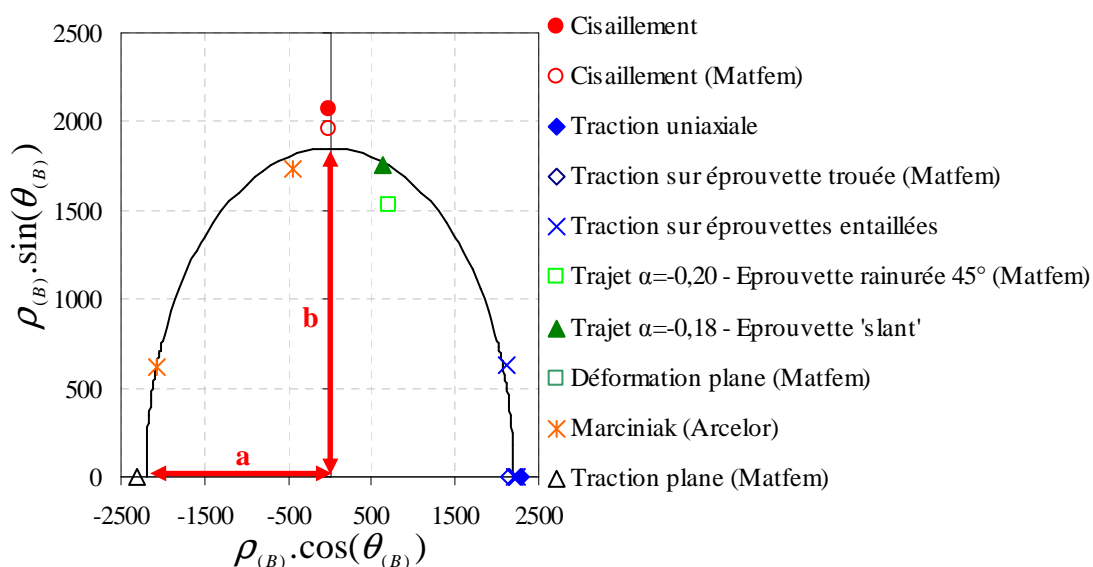


Figure 198 : Identification de la fonction $\rho_{(B)} = f(\theta_{(B)})$

D'après la Figure 198, nous choisissons d'établir l'équation polaire d'une demi-ellipse :

$$\rho_{(B)}^f = \frac{b}{\sqrt{1 + \frac{b^2 - a^2}{a^2} \cos^2(3\theta_{(B)})}} \quad (81)$$

avec $-1 \leq \cos(3\theta_{(B)}) \leq 1$ et donc $0 \leq \theta_{(B)} \leq \pi/3$

a et b sont les deux rayons de l'ellipse (Figure 198) :

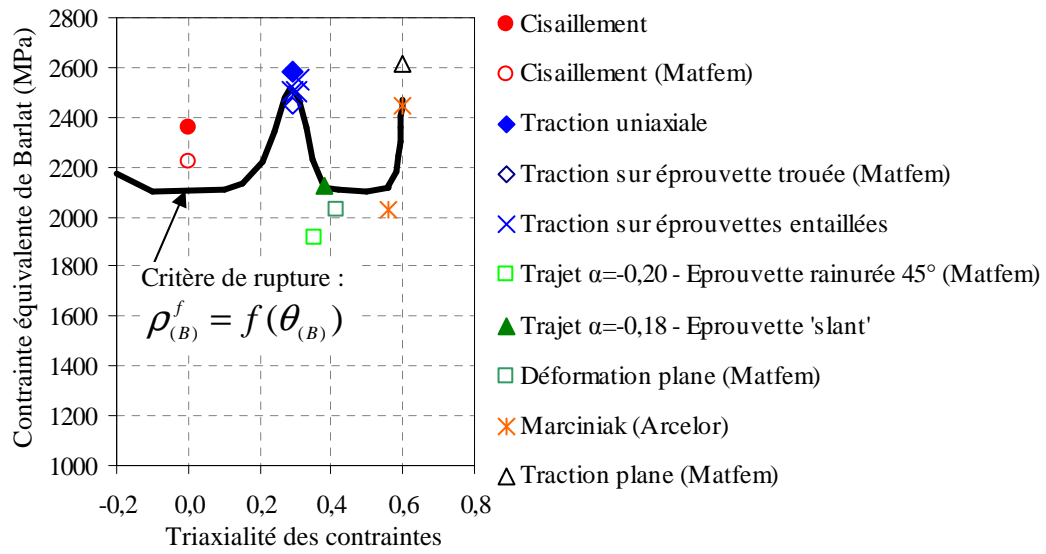
- La valeur de a est identifiable sur les valeurs locales à rupture en traction uniaxiale ou équi-biaxiale ($\cos(3\theta_{(B)}) = 1$ ou -1).
- La valeur de b est identifiable sur les valeurs locales à rupture en cisaillement ou en déformation plane ($\cos(3\theta_{(B)}) = 0$)

Pour cette étude, on a :

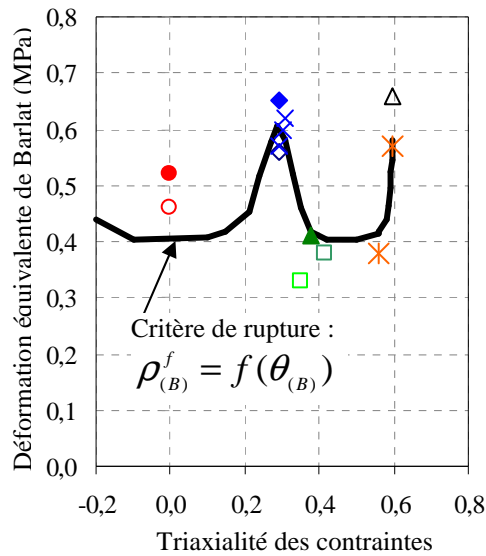
$$a = 2200 \text{ MPa et } b = 1850 \text{ MPa}$$

La Figure 199 présente les résultats du critère de rupture basé sur deux variables mécaniques dans les diagrammes « Contrainte équivalente – Triaxialité des contraintes » (Figure 199a), « Déformation plastique équivalente – Triaxialité des contraintes » (Figure 199b) et « Déformation majeure – Déformation mineure » (Figure 199c). L'utilisation de deux variables mécaniques au lieu d'une seule pour formuler le critère améliore de façon significative la prédiction de la rupture. La déformation à rupture est cependant sous-estimée en cisaillement et légèrement surestimée en déformation plane. En fait, le critère ainsi formulé prédit la même contrainte à rupture (ou la même valeur de ρ) pour ces deux états car ils sont caractérisés par le même angle de Lode $\theta_{(B)} = 0$. Pour différencier la rupture en cisaillement de la rupture en déformation plane, il serait nécessaire de tenir compte de la pression hydrostatique avec un critère basé sur trois variables mécaniques. Ce dernier critère est présenté dans le paragraphe précédent.

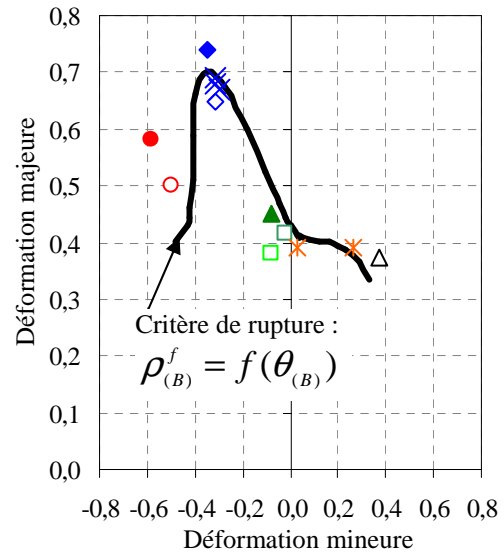
La Figure 200 représente la surface de rupture décrite par deux variables mécaniques dans le plan (ρ, θ) et dans l'espace des contraintes principales, si nous faisons l'hypothèse d'un matériau isotrope. La surface de rupture est un cylindre avec une section qui a pour figure élémentaire une ellipse.



(a)

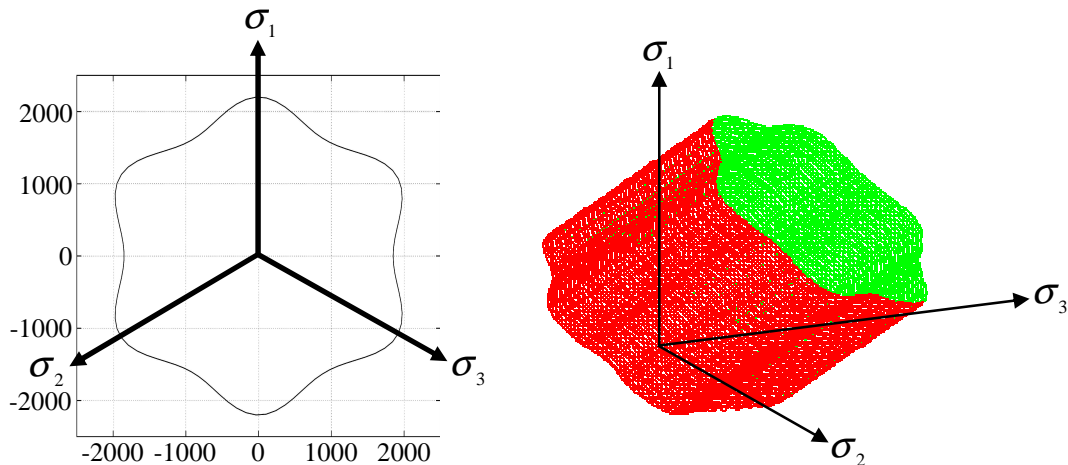


(b)



(c)

Figure 199 : Prédiction de la CLF estimée par le modèle de Barlat par un critère de rupture basé sur deux variables mécaniques. a) Contraite équivalente et b) déformation plastique équivalente en fonction de la triaxialité des contraintes c) Diagramme des déformations principales



3.4 Critère basé sur trois variables mécaniques

3.4.1 Influence de la pression hydrostatique

Parmi les essais réalisés pour caractériser la rupture de la nuance Fe22Mn0.6C, les états de cisaillement et de déformation plane sont caractérisés par le même angle de Lode $\theta_{(B)} = \pi/6$. Pourtant, la contrainte équivalente à la rupture en cisaillement est supérieure d'environ 200MPa à celle en déformation plane, ce qui semble indiquer que la pression hydrostatique influence la rupture. Notons cependant qu'il s'agit d'une différence de seulement 10% et que nous n'avons pas d'autre essai pour confirmer cette tendance.

En cisaillement, la pression hydrostatique est de $\xi = 0$ MPa alors qu'en déformation plane, elle est estimée à $\xi = 1770$ MPa à rupture. A part l'essai de cisaillement à une pression hydrostatique nulle, les autres essais réalisés sont caractérisés par des valeurs de pression hydrostatique assez élevées : de $\xi = 1314$ MPa en traction uniaxiale à $\xi = 2700$ MPa en traction équi-biaxiale (valeurs locales à rupture estimées par le modèle « Barlat – écrouissage isotrope »). Pour vérifier l'influence de la pression hydrostatique sur la rupture de l'acier TWIP, il serait nécessaire de réaliser d'autres essais mécaniques qui induisent des états de déformation caractérisés par exemple par une valeur de pression hydrostatique intermédiaire (comprise entre 0 et 1314MPa à rupture, c'est-à-dire des essais caractérisés par une triaxialité des contraintes comprise entre 0 et 0,3).

Généralement, on dit que la triaxialité des contraintes influence la déformation à rupture lorsque les mécanismes physiques de rupture sont pilotés par la croissance de cavités. Lorsque ceux-ci sont contrôlés par la germination, la déformation à rupture ne varie pas avec la triaxialité des contraintes. Pour l'acier TWIP, il est possible que les mécanismes physiques soient une combinaison de ces deux théories.

3.4.2 Dépendance envers la pression hydrostatique dans le critère de rupture

Une dépendance envers la pression hydrostatique a été ajoutée au critère de rupture identifié dans le paragraphe précédent, tel que :

$$\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)}, \xi) \quad (82)$$

La dépendance envers la variable mécanique ξ a été identifiée à partir des valeurs locales à rupture en cisaillement et en déformation plane, qui sont dans notre étude les deux seuls états de déformation caractérisés par des angles de Lode identiques mais des valeurs de pression hydrostatique différentes ($\xi=0\text{MPa}$ en cisaillement, $\xi=1770\text{MPa}$ en déformation plane). Avec ces deux points, une dépendance linéaire envers la pression hydrostatique a été identifiée (Figure 201). La surface de rupture décrite par ces trois variables mécaniques est donc un cône de section similaire à la surface précédente, c'est-à-dire une section dont la figure élémentaire est une ellipse.

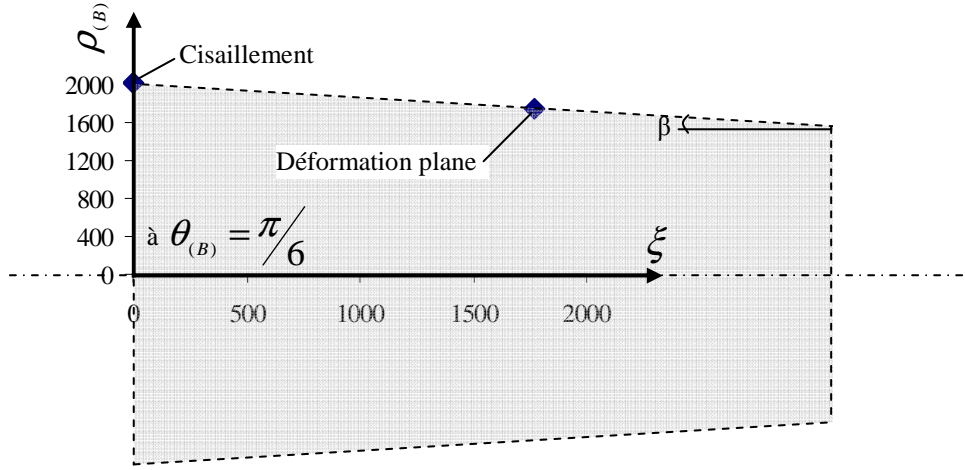


Figure 201 : $\rho = \frac{\sigma_{eq}}{k}$ à rupture en cisaillement et déformations planes dans le plan (ρ, ξ) à $\theta = \frac{\pi}{6}$

L'équation du critère de rupture basé sur trois variables mécaniques est :

$$\rho^f = \frac{b'h(\xi_0 - \xi)}{\sqrt{1 + \frac{b'^2 - a'^2}{a'^2} \cos^2(3\theta)}} \quad (83)$$

h et ξ_0 sont deux paramètres qui caractérisent la dépendance envers la pression hydrostatique. La valeur de ces deux paramètres ont été identifiées géométriquement (Figure 201) :

- $h = \tan(\beta)$ avec β l'angle du cône formé par l'axe et une génératrice,
- ξ_0 est le sommet du cône (c'est-à-dire le point où la section du cône est nulle).

Pour cette étude, on a : $h=0,13$, $\xi_0=15515\text{MPa}$

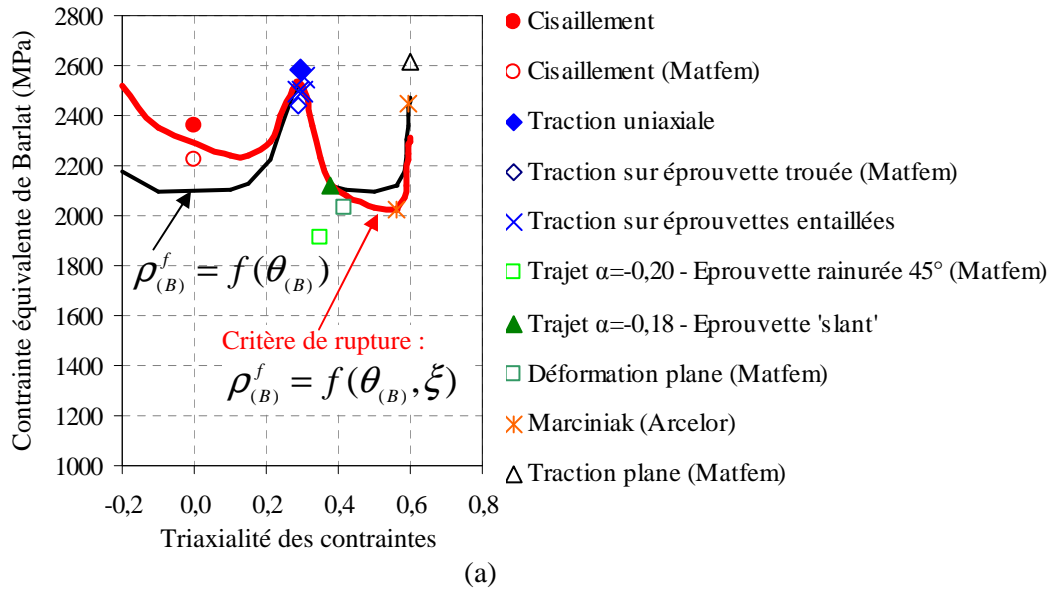
Les paramètres a' et b' sont identifiés à partir des valeurs locales à rupture en cisaillement et en traction uniaxiale.

En cisaillement, $\cos(3\theta)=0$ et $\xi=0$, ce qui simplifie la relation (57) et permet d'identifier la valeur du paramètre $b'=0,93$.

En traction uniaxiale, $\cos(3\theta)=1$ et $\xi^f=1314$, la valeur de a' est de 1,12.

La Figure 202 présente les résultats du critère de rupture basé sur les trois invariants dans les diagrammes « Contrainte équivalente – Triaxialité des contraintes » (Figure 202a), « Déformation plastique équivalente – Triaxialité des contraintes » (Figure 202b) et « Déformation majeure – Déformation mineure » (Figure 202c). La Figure 203 représente la surface de rupture dans l'espace des contraintes principales. La surface de rupture est un cône avec une section qui a pour figure élémentaire une ellipse.

Le critère de rupture basé sur trois variables mécaniques permet de modéliser la différence de déformation à rupture entre l'état en cisaillement et en déformation plane. Le fait d'ajouter une dépendance linéaire envers la pression hydrostatique induit cependant que la déformation à rupture estimée en traction équi-biaxiale est inférieure à celle estimée en traction uniaxiale ce qui ne semble pas le cas expérimentalement. Nous manquons de points expérimentaux pour identifier la dépendance envers la pression hydrostatique. L'intérêt de ce critère ainsi formulé dans l'espace des contraintes principales est que la fonction contrôlant la dépendance envers la pression hydrostatique est facilement modifiable (on peut imaginer avoir une forme plus complexe qu'un cône).



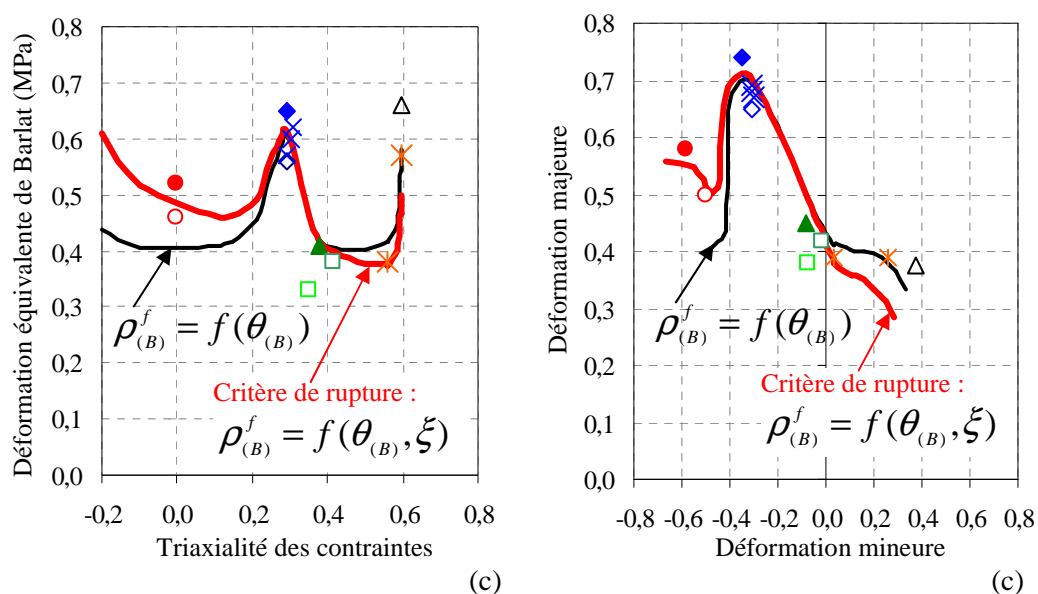


Figure 202 : Prédiction de la CLF estimée par le modèle de Barlat par un critère de rupture basé sur les trois invariants du tenseur des contraintes. a) Contrainte équivalente et b) déformation plastique équivalente en fonction de la triaxialité des contraintes c) Diagramme des déformations principales

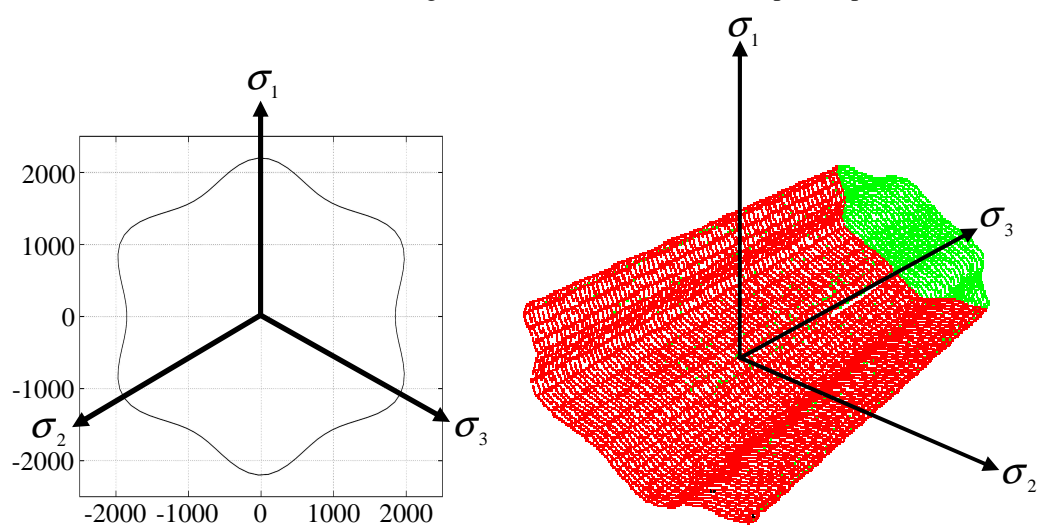


Figure 203 : Représentation de la surface de rupture dépendante des trois invariants du tenseur des contraintes dans le repère des contraintes principales pour un matériau isotrope

3.4.3 Bilan sur les critères de rupture

Comparaison des résultats des différents critères de rupture

Pour comparer quantitativement les résultats des différents critères de rupture, un calcul d'erreur a été effectué à partir de l'estimation suivante :

$$\Delta = \sum_i^N \sqrt{\frac{(\sigma_i^{\text{exp}} - \sigma_i^{\text{crit}})^2}{(\sigma_i^{\text{crit}})^2}} \quad (84)$$

avec σ_i^{exp} les valeurs des contraintes équivalentes à rupture estimées par le modèle « Barlat – écrouissage isotrope » et σ_i^{crit} celles estimées par le critère de rupture pour la sollicitation i considérée. Le Tableau 20 compare la valeur d'erreur Δ ainsi calculée avec les critères de rupture en contrainte équivalente de Barlat maximale, de cisaillement maximale, $\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)})$ et $\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)}, \xi)$.

Contrainte équivalente de Barlat = 2276 MPa	Contrainte de cisaillement maximale = 1050 MPa	$\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)})$	$\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)}, \xi)$
0,55	0,54	0,41	0,27

Tableau 20 : Erreur calculée pour chaque critère de rupture

Remarque : Les valeurs d'erreur calculées sont faibles car l'écart maximal entre la contrainte à rupture prédite et la contrainte « expérimentale » à rupture est de 350MPa rapportée sur des contraintes à rupture d'environ 2200MPa (écart maximal mesurée sur l'ensemble des critères et des états de chargement).

Nous améliorons de façon significative la prédiction du comportement à rupture de l'acier TWIP avec les critères $\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)})$ et $\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)}, \xi)$ par rapport au critère basé sur une seule contrainte (contrainte équivalente de Barlat ou de cisaillement maximale).

Le critère de rupture $\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)}, \xi)$ qui tient compte de la pression hydrostatique améliore la prédiction de la rupture en cisaillement et en déformation plane mais sa précision diminue au niveau des essais biaxiaux. Comme mentionné précédemment, l'identification de la dépendance du critère envers la pression hydrostatique sur davantage d'essais expérimentaux permettrait d'augmenter sa précision et donc de diminuer de façon plus significative la valeur d'erreur par rapport à celle calculée pour le critère $\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)})$.

Validation des critères de rupture $\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)})$ et $\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)}, \xi)$

Les critères de rupture $\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)})$ et $\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)}, \xi)$ ne sont pas couplés à la loi de comportement : ils s'appliquent donc comme un post-traitement. Il y a rupture quand en un point d'intégration du maillage on atteint la condition:

$$\rho_{(B)} - \rho_{(B)}^f \leq 0 \quad (85)$$

$$\text{c'est-à-dire, } \frac{\sigma_{eq(B)}}{k} - \frac{\sigma_{eq(B)}^f}{k} \leq 0 \quad (86)$$

$$\text{et donc } \rho_{(B)} - \rho_{(B)}^f \leq 0 \Leftrightarrow \sigma_{eq(B)} - \sigma_{eq(B)}^f \leq 0 \quad (87)$$

avec $\sigma_{eq(B)}^f = \frac{b}{\sqrt{1 + \frac{b^2 - a^2}{a^2} \cos^2(3\theta_{(B)})}} \times k$ pour le critère de rupture basé sur deux

variables mécaniques, et $\sigma_{eq(B)}^f = \frac{bh(\xi_0 - \xi)}{\sqrt{1 + \frac{b^2 - a^2}{a^2} \cos^2(3\theta)}} \times k$ pour le critère de rupture

basé sur trois variables mécaniques.

Ce post-traitement a été appliqué après la simulation des essais :

- de traction sur éprouvette entaillée de rayon initial 0,5mm (Figure 204),
- de traction sur éprouvette entaillée de rayon initial 2mm (Figure 205),
- sur éprouvette entaillée dans l'épaisseur (Figure 206),
- de cisaillement sur éprouvette non rainurée (Figure 207).

Pour valider les critères de rupture proposés, nous comparons les courbes macroscopiques expérimentales et numériques, ces dernières étant marquées de deux points bleus qui indiquent la rupture estimée respectivement par le critère $\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)})$ et $\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)}, \xi)$. Nous présentons également la distribution des valeurs $\sigma_{eq(B)} - \sigma_{eq(B)}^f$ de l'équation (61) dans l'éprouvette: l'élément du maillage dont un point d'intégration vérifie la condition $\sigma_{eq(B)} - \sigma_{eq(B)}^f < 0$ est indiquée sur les figures correspondantes.

Dans tous les cas, la rupture est estimée à une valeur de déplacement ou d'allongement plus faible avec que le critère $\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)}, \xi)$ qu'avec le critère $\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)})$. L'amorçage de la rupture est localisé au même point d'intégration par les deux critères.

La rupture des **éprouvettes entaillées** est bien estimée par les deux critères de rupture. L'amorçage de la rupture est prédit en pointe d'entaille à mi-épaisseur (au niveau du plan de symétrie) comme celui observé expérimentalement (Figure 204 et Figure 205).

La Figure 206 montre que la prise en compte de la pression hydrostatique dans le critère de rupture améliore de façon significative la prédiction de la rupture de l'**éprouvette slant** (Figure 206) : l'écart entre l'allongement à rupture expérimental et celui estimé par le critère $\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)})$ est de 22%. Il est réduit à 8% avec le critère $\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)}, \xi)$. La rupture est localisée en pointe et au milieu de l'entaille.

La rupture des **éprouvettes de cisaillement non rainurées** est surestimée par les deux critères de rupture bien que le critère $\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)}, \xi)$ réduise de près de 50% l'écart entre le déplacement à rupture (ou charge) expérimental et celui estimé par le calcul (Figure 207). Le point d'intégration qui atteint en premier la condition $\sigma_{eq(B)} - \sigma_{eq(B)}^f = 0$ est localisé en bord de tôle, dans la même zone que celle observée expérimentalement (comparaison avec la Figure 207d). Dans le Chapitre 3-4.1.1, nous avons montré que cette zone est sollicitée en traction uniaxiale. La zone au centre de l'éprouvette suit un trajet non radial. Notre hypothèse est que la distribution des contraintes est mal estimée pour cet essai car le modèle « Barlat – écrouissage isotrope » ne tient pas compte du comportement cinématique. Il est donc mal adapté aux trajets de chargement non radiaux.

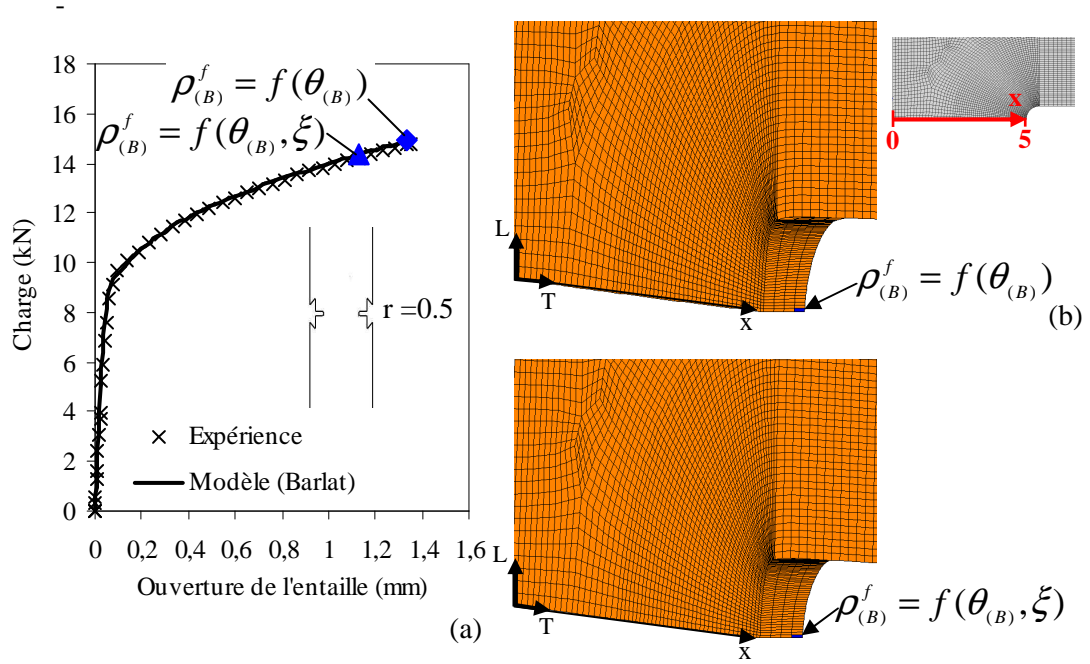


Figure 204 : Prédiction de la rupture de l'éprouvette de traction entaillée de rayon initiale 0,5mm. a) Courbes « Charge – Ouverture d'entaille » expérimentale et numérique et point de rupture avec le critère b) $\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)})$

et c) $\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)}, \xi)$

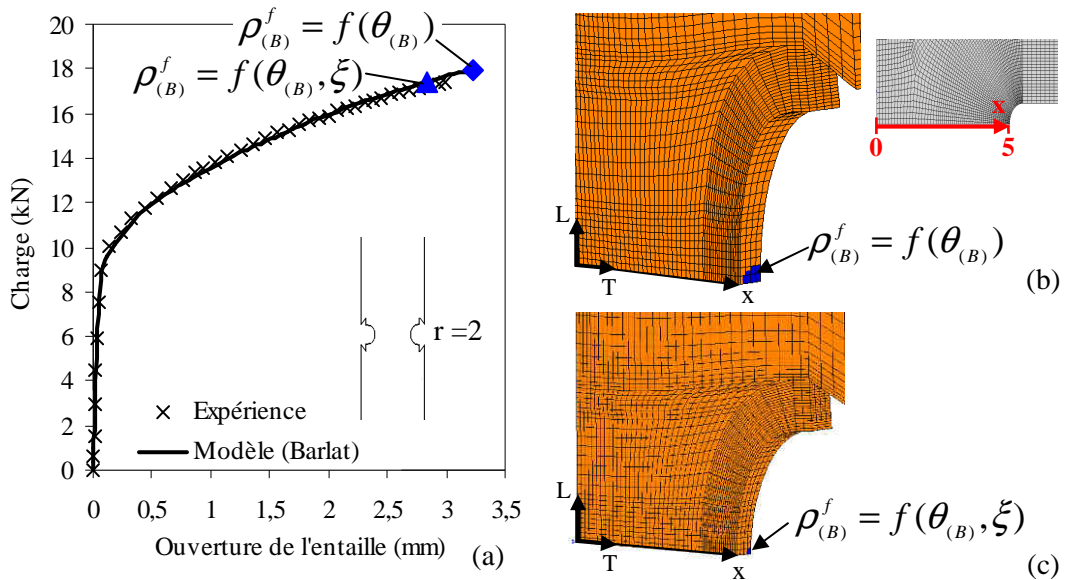


Figure 205 : Prédiction de la rupture de l'éprouvette de traction entaillée de rayon initiale 2mm. a) Courbes « Charge – Ouverture d'entaille » expérimentale et numérique et point de rupture avec le critère b) $\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)})$ et c)

$\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)}, \xi)$

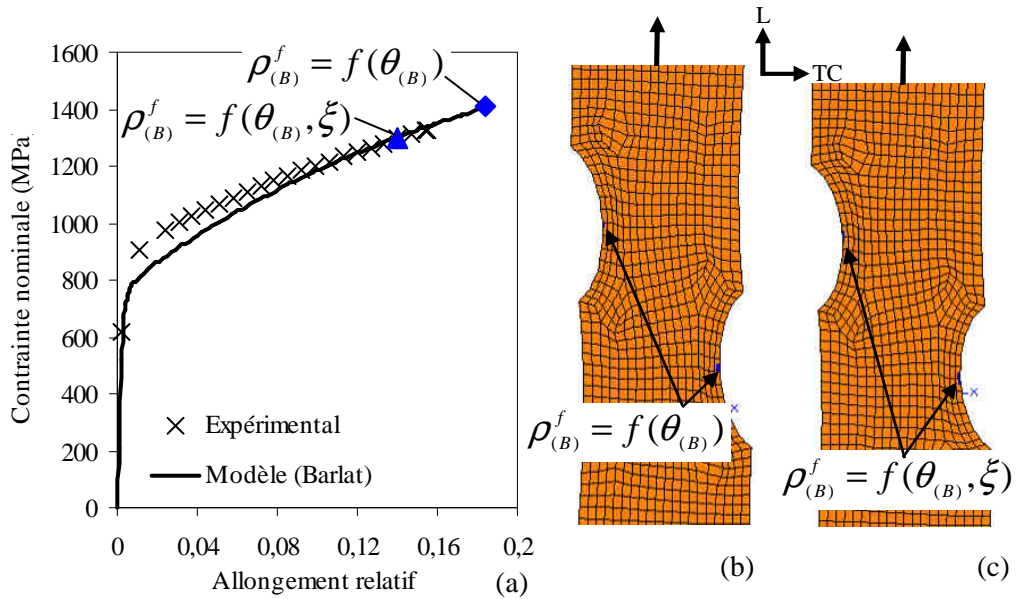


Figure 206 : Prédiction de la rupture de l'éprouvette entaillée dans l'épaisseur a) Courbes « Contraente – allongement relatif » expérimentale et numérique et point de rupture avec le critère b) $\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)})$ et c) $\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)}, \xi)$

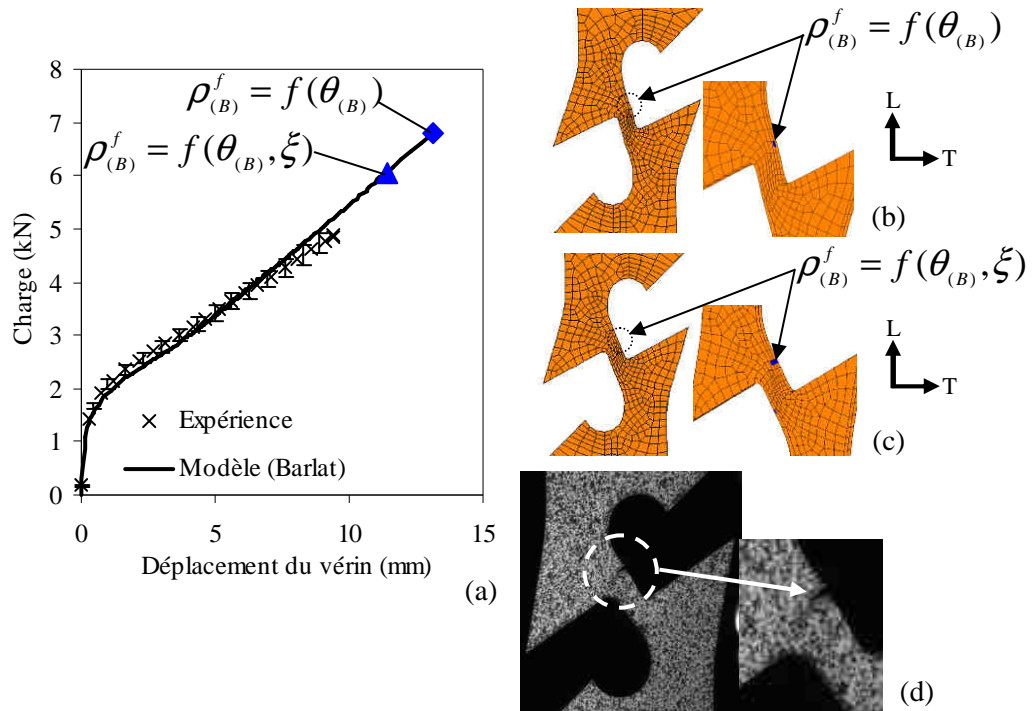


Figure 207 : Prédiction de la rupture de l'éprouvette de cisaillement non rainurée a) Courbes « Contraente – allongement relatif » expérimentale et numérique et point de rupture avec le critère b) $\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)})$ et c) $\rho_{(B)}^f = f(\theta_{(B)}, \xi)$ et d) point de rupture expérimental

4 Prise en compte du phénomène de « pseudo » vieillissement dynamique

4.1 Objectif

La dernière partie de ce chapitre propose d'étudier l'effet de la prise en compte du « pseudo » vieillissement dynamique dont les caractéristiques suivantes ont pu être observées :

- un effet PLC associé à la présence de hachures sur les courbes de traction et à la propagation répétée de bandes de déformation localisée,
- une sensibilité négative de l'écrouissage envers la vitesse de déformation (aux vitesses quasi-statiques inférieures à 1s^{-1}) mesurée sur les essais de traction sur éprouvettes lisses (Figure 208) et entaillées.

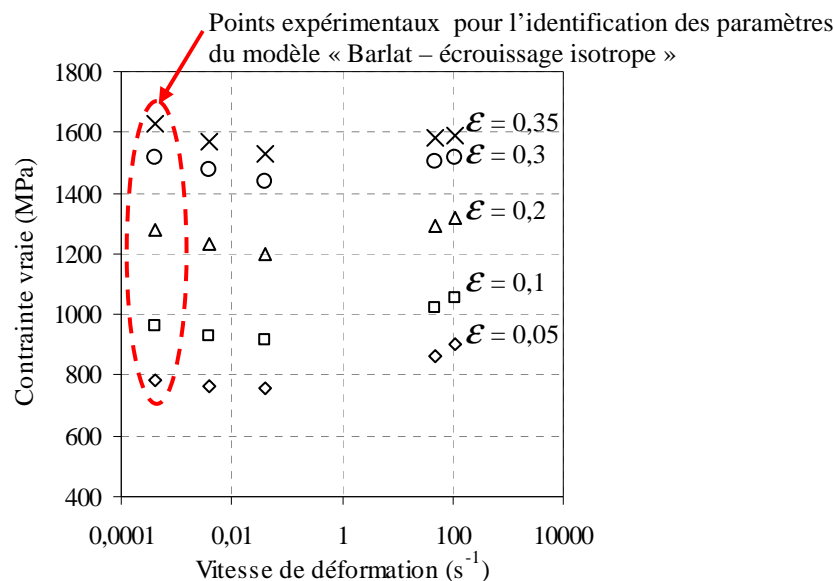


Figure 208 : Variation de la contrainte vraie avec la vitesse de déformation en traction uniaxiale pour différentes valeurs de déformation plastique

Généralement le mécanisme de vieillissement dynamique est associé à l'interaction entre les dislocations mobiles et les atomes en solution solide. Nous avons vu dans le Chapitre 1 que dans le cas de l'acier TWIP la controverse subsiste sur les mécanismes physiques qui pourraient expliquer la présence d'un effet PLC et d'une sensibilité négative à la vitesse de déformation. Bien que nous ne connaissions pas ces mécanismes physiques, nous nous intéressons à leur influence macroscopique sur les valeurs locales des déformations et des contraintes à la rupture. En effet, si cette influence existe, elle n'est pas prise en compte dans le modèle « Barlat – écrouissage isotrope ».

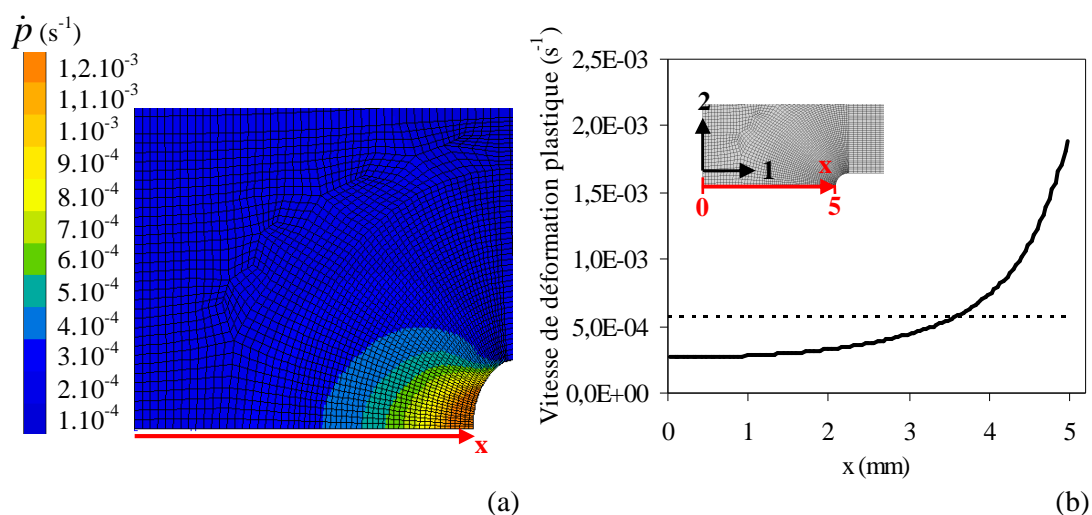
Les paramètres du modèle de comportement « Barlat – écrouissage isotrope » ont été identifiés sur les essais de traction uniaxiale réalisés à 4.10^{-4}s^{-1} (repérés sur la Figure 208), sur les essais de traction sur éprouvettes entaillées et sur les essais de cisaillement.

La simulation des essais sur éprouvettes entaillées montrent qu'au bord de l'entaille (zone dans laquelle la déformation est fortement localisée) la vitesse de déformation plastique cumulée au moment de la rupture est proche de 2.10^{-3}s^{-1} alors qu'au centre de l'éprouvette elle est d'environ 3.10^{-4}s^{-1} (Figure 209).

Les essais de cisaillement (essais monotones et cycliques) ont été pilotés en charge (Figure 210). La variation de la déformation avec le temps, mesurée avec le dispositif expérimental, est cependant quasi linéaire et nous pouvons donc estimer une vitesse de déformation d'environ $2,3.10^{-3} \text{s}^{-1}$.

Les essais de traction uniaxiale sur éprouvette lisse, de traction sur éprouvettes entaillées et de cisaillement n'induisent donc pas la même vitesse de déformation alors que l'écrouissage du matériau est sensible à la vitesse de déformation dans cette gamme de vitesses quasi-statiques. La méthode d'identification des paramètres du modèle « Barlat – écrouissage isotrope » est donc à priori discutable.

De plus, les essais mécaniques à partir desquels la CLF a été identifiée induisent une distribution hétérogène des vitesses de déformation dans la structure, comme par exemple dans l'éprouvette entaillée de traction (Figure 209). La vitesse de déformation plastique, au niveau des points critiques où les déformations et les contraintes à rupture ont été relevées, n'est pas forcément constante durant la déformation plastique. Ce « trajet » de vitesses de déformation traduit donc une capacité d'écrouissage « instantanée » du matériau non simulée par le modèle de comportement. Notre hypothèse est que les phénomènes de localisation liés à la propagation des bandes de vitesse de déformation pourraient également influencer les valeurs locales à la rupture. Cependant, nous ne connaissons pas l'ordre de grandeur de cette influence et nous nous proposons ici de l'estimer.



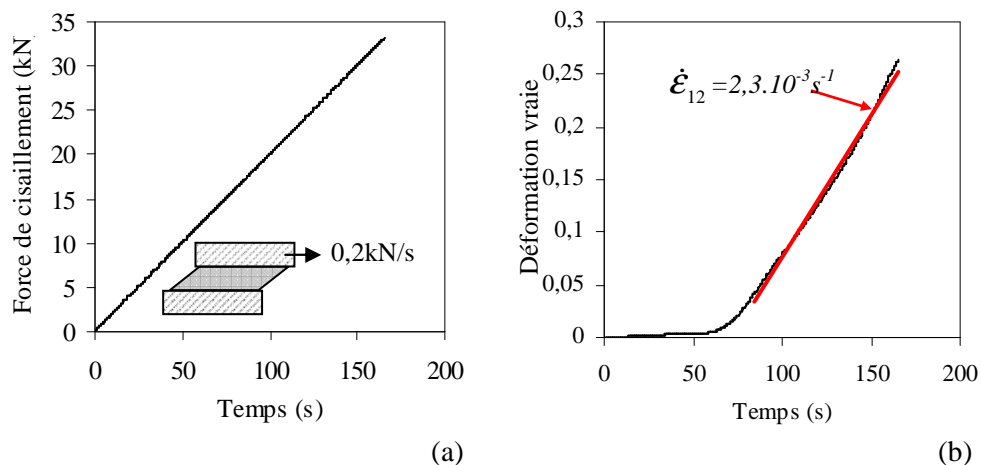


Figure 210 : Essai de cisaillement monotone. a) Charge imposée et b) Déformation vraie ϵ_{12} en fonction du temps

Pour l'acier TWIP, l'idéal serait d'identifier une CLF expérimentale à une vitesse de déformation donnée, c'est-à-dire caractérisée par des essais où la vitesse de déformation plastique cumulée dans la zone de rupture est constante avec la déformation plastique et identique pour tous les états de déformation. Mais ces conditions sont difficiles à imposer lorsque la caractérisation s'effectue sur des éprouvettes de géométrie complexe.

Cette étude a pour objectif d'évaluer la nécessité de modéliser les effets du mécanisme de pseudo vieillissement dynamique pour caractériser la rupture de l'acier TWIP de manière satisfaisante. Nous nous intéressons à l'influence des effets **liés à la localisation de la déformation** et ceux **liés à la sensibilité négative à la vitesse** sur les valeurs de contraintes équivalentes à rupture par rapport à celles estimées dans la partie précédente sans tenir compte de ce comportement. Pour cela, un modèle dérivé du modèle de McCormick [McCormick88] est utilisé pour déterminer les valeurs locales des déformations et des contraintes à rupture lorsque l'on tient compte de la présence d'instabilités plastiques.

L'analyse des effets liés au mécanisme de pseudo vieillissement dynamique est réalisée sur les essais :

- de traction uniaxiale sur éprouvettes lisses,
- de traction sur éprouvette entaillée de rayon initial 0,5mm,
- de cisaillement sur éprouvette rainurée (géométrie « butterfly »),
- sur éprouvette entaillée dans l'épaisseur (proche d'un état de déformations planes).

L'identification d'un modèle de comportement tenant compte de la présence d'instabilités plastiques n'a pas encore été réalisée sur l'acier TWIP. Elle nous permettra de discuter sur la contribution de ce mécanisme à l'écrouissage par rapport à la contribution du maillage mécanique. En effet, cette question suscite encore beaucoup de controverses dans la littérature.

4.2 Modèle de comportement « Barlat – PLC »

4.2.1 Présentation du modèle PLC

Le modèle de McCormick est un modèle macroscopique inspiré par des phénomènes microscopiques de vieillissement dynamique. Ce type de modèle est généralement appliqué à la simulation de phénomènes de vieillissement dynamique conventionnels. Bien que cela ne soit pas le cas pour l'acier TWIP, nous avons décidé de l'utiliser pour évaluer l'influence de la sensibilité négative à la vitesse de déformation et de la localisation sur les contraintes locales à rupture. Ce modèle de comportement est nommé modèle « Barlat – PLC » dans cette étude.

Le modèle de McCormick, développé par Mesarovic et al, Zhang et al et Bholke et al [Mesarovic95 ; Zhang01 ; Bholke09] introduit la variable t_a comme le temps du vieillissement dynamique. Dans le domaine de sensibilité négative à la vitesse, un sur-écrouissage (ou sur-contrainte) lié au vieillissement dynamique s'ajoute à l'écrouissage isotrope. Il dépend de la déformation plastique et indirectement de la vitesse de déformation plastique.

Dans le modèle « Barlat – PLC », le comportement plastique de l'acier TWIP est alors décrit par la surface de charge suivante :

$$f(\underline{\sigma}, p, t_a) = \sigma_{eq(B)}(\underline{\sigma}) - R(p) - R_a(p, t_a) \quad (88)$$

La loi d'écoulement isotrope comporte un terme linéaire et un terme non linéaire. Sa formulation est identique à celle utilisée précédemment dans le modèle « Barlat-écrouissage isotrope » :

$$R(p) = R_0 + Hp + Q * (1 - e^{-bp}) \quad (89)$$

Le sur-écrouissage induit par le vieillissement dynamique s'écrit :

$$R_a(p, t_a) = P_1 \times C_s(p) \times [1 - \exp(-P_2 \times t_a^n)] \quad (90)$$

t_a est reliée à la vitesse de déformation viscoplastique par la loi d'évolution saturante suivante :

$$\dot{t}_a = 1 - \frac{t_a}{w_1} \dot{p} \quad (91)$$

La vitesse d'écoulement viscoplastique est décrite par une loi en sinus hyperbolique :

$$\dot{\epsilon}^p = \dot{p} n \text{ avec } \dot{p} = \dot{p}_0 \sinh\left(\frac{\langle f \rangle}{K_0}\right) \quad (92)$$

Pour simplifier les équations, on peut évaluer une solution stationnaire de t_a qui vaut :

$$t_a = \frac{w}{\dot{p}} \quad (93)$$

Le modèle ainsi simplifié permet de visualiser la contribution des différents termes à l'écrouissage global :

$$R_{1D} = R(p) + R_+(\dot{p}) + R_a(p, \dot{p}) \quad (94)$$

avec $R(p)$ la contribution de l'écrouissage isotrope,

$R_+(\dot{p})$ la contribution liée à l'écoulement viscoplastique,

$R_a(p, \dot{p})$ la contribution liée au vieillissement dynamique.

- Variation des composantes d'écrouissage avec la vitesse de déformation ($p = \text{constante}$)

La Figure 211 présente de façon schématisée la variation des composantes d'écrouement $R_a(p, \dot{p})$ et $R_+(\dot{p})$ avec la vitesse de déformation plastique \dot{p} .

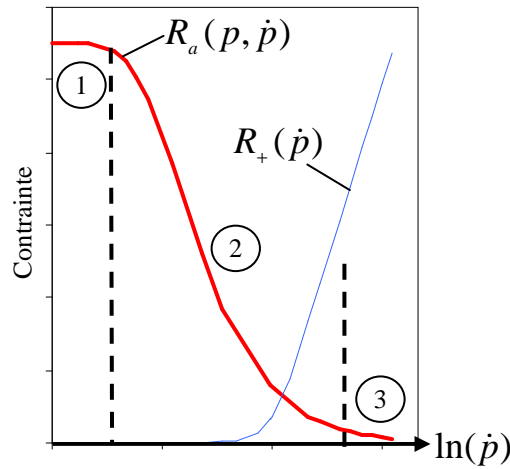


Figure 211 : Variation schématisée des composantes $R_+(\dot{p})$ et $R_a(p, \dot{p})$ de l'écrouissage avec $\ln(\dot{p})$

Trois états relatifs à la variation de $R_a(p, \dot{p})$ et de $R_+(\dot{p})$ avec la vitesse de déformation plastique, sont distingués :

L'état « 1 » correspond à un état où les dislocations sont totalement ancrées par les atomes en solution. La contribution du terme lié au vieillissement dynamique $R_a(p, \dot{p})$ est alors maximale.

L'état « 3 » correspond à un état où les dislocations sont totalement désancrées. La vitesse de déformation plastique est supérieure à une valeur critique notée \dot{p}_s et la

contribution à l'écrouissage de la loi d'écoulement viscoplastique $R_+(\dot{p})$ devient significative devant celle liée au vieillissement dynamique. La sensibilité de l'écrouissage à la vitesse de déformation est alors positive et l'écrouissage dépend de la composante isotrope et de la composante viscoplastique $R_+(\dot{p})$.

L'état « 2 » correspond à un état transitoire où la sensibilité de l'écrouissage à la vitesse de déformation est négative.

La sur-contrainte liée au vieillissement dynamique est régie par les paramètres P_1 , w_1 et n . Généralement, on considère que P_2 est lié au taux de saturation des atomes en solution et w_1 à l'incrément de déformation plastique produit quand les dislocations se désancrent des obstacles.

- Variation des composantes d'écrouissage avec la déformation plastique ($\dot{p} = \text{constante}$)

Lors d'une simulation numérique avec ce modèle sur une plaque en traction, la sensibilité négative à la vitesse de déformation entraîne l'apparition d'instabilités plastiques (c'est-à-dire les bandes de déformation et les oscillations sur les courbes). Le système oscille entre un état ancré et désancré et l'amplitude maximale des oscillations vaut, pour une déformation donnée, $P_1 C_s(p)$. Le terme $P_1 C_s(p)$ peut être choisi soit constant soit variable avec la déformation plastique. Pour cette étude, nous avons inclus la modification proposée par Bohlke et al [Bohlke06], c'est-à-dire que l'effet maximal du vieillissement dynamique varie en fonction de la déformation plastique (Figure 212) :

$$C_s(p) = C_{m1} + C_{m2} \times p \quad (95)$$

Ce choix permet de décrire correctement la variation de la sensibilité négative à la vitesse avec la déformation.

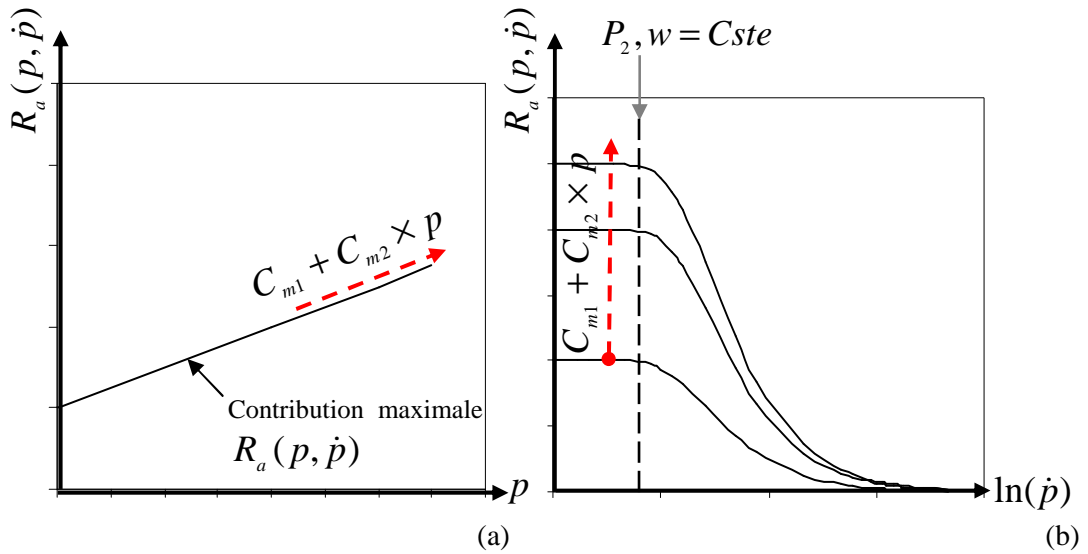


Figure 212 : Variation de la loi d'écoulement associée au vieillissement dynamique avec a) p et b) \dot{p}

4.2.2 Identification des paramètres

Les paramètres d'anisotropie du modèle « Barlat – PLC » sont identiques à ceux du modèle « Barlat – écrouissage isotrope ». Nous nous intéressons à identifier les paramètres de la loi d'écoulement, c'est-à-dire :

- les paramètres R_0 , Q , b , H pour la composante isotrope,
- les paramètres C_{m1} , C_{m2} , P_1 , P_2 , n et w_1 pour la composante liée au vieillissement dynamique (modèle PLC),
- les paramètres K_0 et \dot{p}_0 pour la composante liée à l'écoulement viscoplastique.

Un premier calcul d'optimisation (méthode de Levenberg-Marquart) a été effectué pour identifier les paramètres de la loi d'écoulement, et notamment ceux liés au modèle de vieillissement dynamique. Ce calcul d'optimisation compare les courbes de traction rationnelles à 4.10^{-4}s^{-1} , 4.10^{-3}s^{-1} , 4.10^{-2}s^{-1} , 50s^{-1} et 110s^{-1} estimées par le modèle avec les courbes expérimentales. Ce premier calcul d'optimisation a été réalisé dans l'équivalent du critère de von Mises.

Généralement, les paramètres liés au modèle de vieillissement dynamique sont identifiés tel que le modèle simule :

- Phénomène 1 : la sensibilité négative de l'écrouissage à la vitesse de déformation,
- Phénomène 2 : la déformation critique à l'apparition des instabilités plastiques (qui dépend de la vitesse de déformation),
- Phénomène 3 : la taille et la fréquence des oscillations sur les courbes de traction uniaxiale,
- Phénomène 4 : la localisation finale de la déformation (striction),
- Phénomène 5 : la déformation plastique dans les bandes de déformation.

Remarque : Les caractéristiques citées ci-dessus ne sont pas indépendantes les unes des autres et leur description s'effectuent à l'aide de plusieurs paramètres.

On ne dispose pas de données quantitatives sur la **taille et la fréquence des oscillations** (Phénomène 3) sur lesquelles des paramètres peuvent être optimisés. En effet, les oscillations dépendent de la machine de traction, de la sensibilité et de la précision du dispositif d'acquisition... De la même façon, il est parfois difficile de déterminer la **déformation critique** (Phénomène 2) à l'apparition des instabilités plastiques. Certains auteurs se basent sur des méthodes de mesures fractales et montrent même que les bandes de déformation apparaissent dès le début de la déformation plastique même si l'acquisition ne permet pas de voir les hachures sur les courbes de traction [Lebyodkin05]. Ainsi une valeur de déformation critique ε_c est difficile à déterminer précisément pour l'acier TWIP, comme le montre la Figure 213.

La « quantité » de **déformation plastique dans les bandes de déformation** (Phénomène 5) est liée au paramètre w_1 . Le paramètre w_1 a été défini empiriquement en testant plusieurs valeurs jusqu'à obtenir une bonne estimation de la déformation dans les bandes de déformation par rapport aux résultats expérimentaux. Pour le calcul d'optimisation, la valeur du paramètre w_1 a été fixée à $w_1=0,001$.

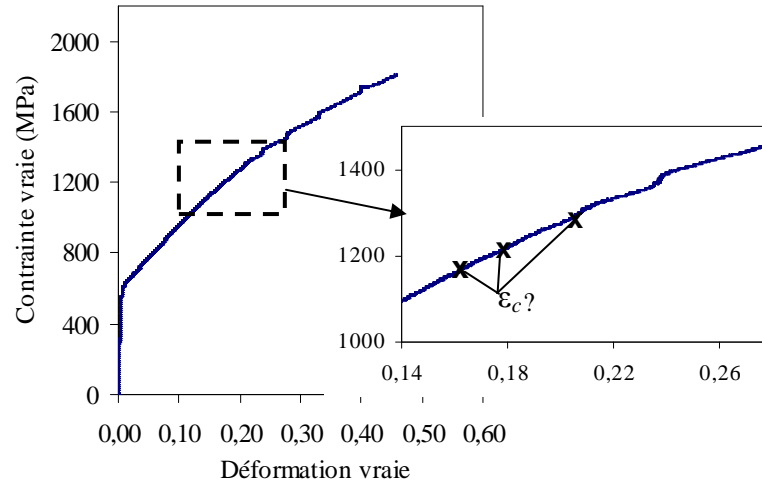


Figure 213 : Détermination de la déformation critique à l'apparition des hachures sur la courbe de traction (Fe22Mn0.6C ; sens long ; 4.10^{-4} s^{-1})

Nous avons donc choisi d'identifier les paramètres sur les valeurs décrivant la **sensibilité négative à la vitesse de déformation** (Phénomène 1) et sur la déformation plastique à partir de laquelle la **localisation finale** (Phénomène 4) se produit. Pour ce dernier point, il s'agit d'une condition sur le paramètre H qui est exprimée de manière à ce que le critère de Considère soit respecté :

$$R(p) = \left(\frac{dR(p)}{dp} \right)_{p_R} \Leftrightarrow H = \frac{R_0 + Q \times (1 - (b+1) \times e^{-bp_R})}{1 - p_R} \quad (96)$$

avec $p_R = 0,39$ la déformation vraie moyenne à rupture sur les essais de traction uniaxiale à 4.10^{-4} s^{-1} , 4.10^{-3} , 4.10^{-2} s^{-1} .

On considère pour cela que l'écrouissage isotrope $R(p)$ est majoritairement responsable de l'apparition de la striction et que les autres contributions n'influencent qu'au second ordre ce phénomène.

Un second calcul d'optimisation a été nécessaire pour être cohérent avec le critère de plasticité de Barlat. Les paramètres de la composante viscoplastique et de celle liée au vieillissement dynamique sont fixés aux valeurs identifiées lors du premier calcul d'optimisation. Les paramètres de la loi d'écoulement isotrope sont affinés sur l'ensemble des essais de caractérisation du comportement plastique (essais sur éprouvettes lisses en sens long et travers, essais de traction sur éprouvette entaillée de rayon initial 1mm sollicitée en sens long, essai de cisaillement monotone). La condition sur le paramètre H est conservée.

Les valeurs des paramètres du modèle « Barlat – PLC » ainsi identifiées sont présentées dans le Tableau 21. Les valeurs des paramètres du critère de plasticité de Barlat sont rappelées. Elles sont identiques aux valeurs des paramètres du modèle « Barlat – écrouissage isotrope ».

Paramètres du critère de plasticité de Barlat		Paramètres de la loi d'écrouissage isotrope		Paramètres de la loi d'écoulement viscoplastique		Paramètres du modèle PLC	
a	9,95	R ₀	574MPa	K ₀	35 MPa	Cm ₁	35 MPa
α	1	H	679MPa	\dot{p}_0	1,85	Cm ₂	570 MPa
c ₁ ¹	1,15	Q	1488MPa			P ₁	1
c ₂ ¹	1,08	b	3			P ₂	1,46
c ₃ ¹	1,12					n	0,33
c ₄ ¹	1,16					w	0,001
c ₅ ¹	1						
c ₆ ¹	1						

Tableau 21 : Valeurs des paramètres du modèle « Barlat – PLC »

La Figure 214 compare les courbes simulées avec les courbes expérimentales des essais de caractérisation du comportement mécanique.

De façon similaire au modèle « Barlat – écrouissage isotrope », la limite d'écoulement en traction uniaxiale a tendance à être sous-estimée par le modèle « Barlat – PLC ». Aux grandes déformations, ce modèle simule de façon correcte le comportement plastique et permet de reproduire la sensibilité négative à la vitesse. Les courbes numériques ne présentent pas d'oscillation car, pour le calcul d'optimisation, les essais de traction ont été simulés sur des RVE. Lorsque la simulation de l'essai de traction uniaxiale s'effectue en modélisant le fût de l'éprouvette, la courbe rationnelle présente des oscillations similaires à celles observées expérimentalement (Figure 215).

Les paramètres d'anisotropie étant similaires à ceux du modèle « Barlat – écrouissage isotrope », le modèle « Barlat – PLC » permet de décrire l'anisotropie en déformation. La courbe de cisaillement est également correctement simulée.

La simulation de l'essai de traction sur éprouvette entaillée de rayon initial 1mm montre que la charge est légèrement surestimée par le modèle à la fin de l'essai. On observe que la courbe simulée présente des oscillations juste avant la rupture. Ce résultat indique que la structure permet l'apparition d'instabilités plastiques macroscopiques, bien que la déformation soit fortement localisée en fond d'entaille. Expérimentalement, nous n'avons cependant pas observé de bandes de déformation se propageant dans la structure de l'éprouvette entaillée (soit elles n'existent pas, soit la résolution du dispositif de corrélation d'images n'a pas permis de les observer).

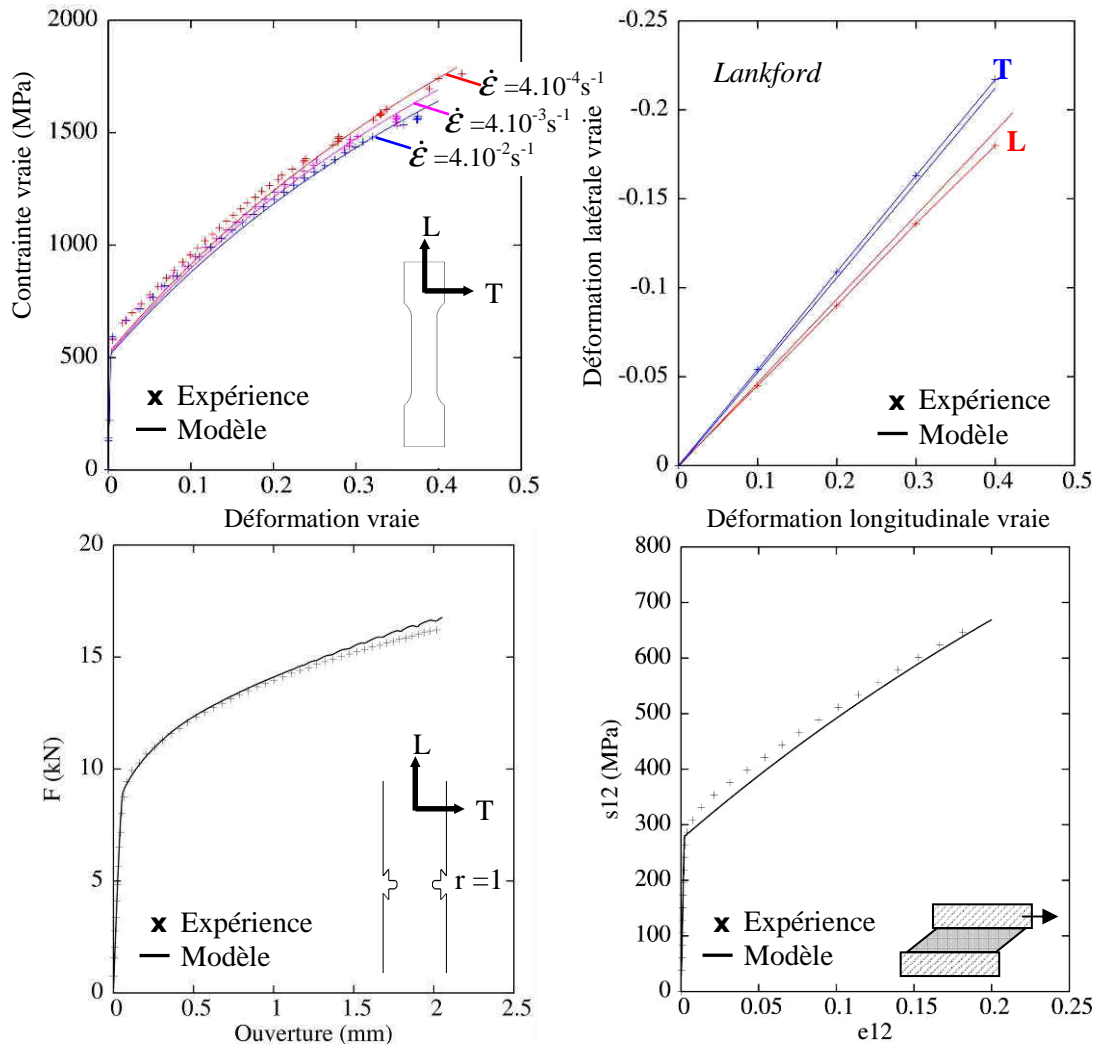


Figure 214 : Simulation des essais de caractérisation mécanique avec le modèle « Barlat – PLC »

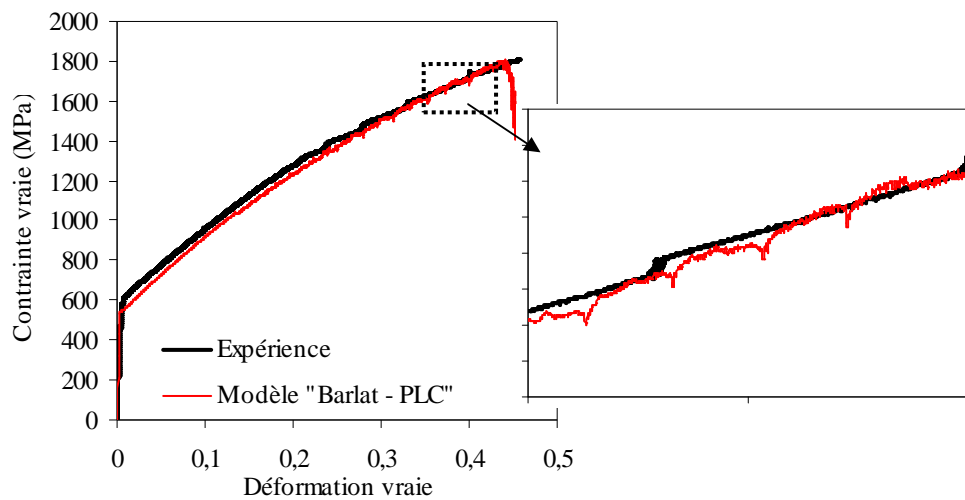


Figure 215 : Comparaison de la courbe rationnelle de traction expérimentale et de la courbe simulée par le modèle « Barlat – PLC » à 4.10^{-4} s^{-1}

La simulation de l'essai de traction uniaxiale à $4.10^{-4}s^{-1}$, dont la courbe rationnelle est présentée sur la Figure 215, a été effectuée en maillant de façon complète le fût de l'éprouvette de traction (sans les têtes d'éprouvette ni les congés). Expérimentalement, la déformation de cette éprouvette de même géométrie a été enregistrée par le dispositif de corrélation d'images et les résultats ont été présentés dans le Chapitre 3-1.1.2. Nous reprenons ces résultats afin de les comparer à la distribution des déformations estimée par le modèle « Barlat – PLC ». La Figure 216 présente la distribution de la déformation principale (Figure 216a) et du logarithmique de la vitesse de déformation plastique (Figure 216b) à trois instants de l'essai de traction. Ces instants sont repérés sur la Figure 217a. La distribution de la déformation longitudinale est également présentée sous forme de graphique sur la Figure 217b et superposée à la distribution expérimentale mesurée par corrélation d'images.

Le modèle « Barlat – PLC » permet de simuler la déformation par bandes de déformation localisées de l'éprouvette lisse de traction. Ces bandes sont bien visibles lorsqu'on observe la distribution du logarithmique de la vitesse de déformation plastique (Figure 216b). Localement, au niveau de la bande de déformation, la vitesse de déformation atteint jusqu'à $10^{-2}s^{-1}$ alors que la vitesse de déformation imposée est de $4.10^{-4}s^{-1}$. La Figure 217b montre que le modèle « Barlat – PLC » estime très bien la « quantité » de déformation dans une bande à chaque instant de l'essai.

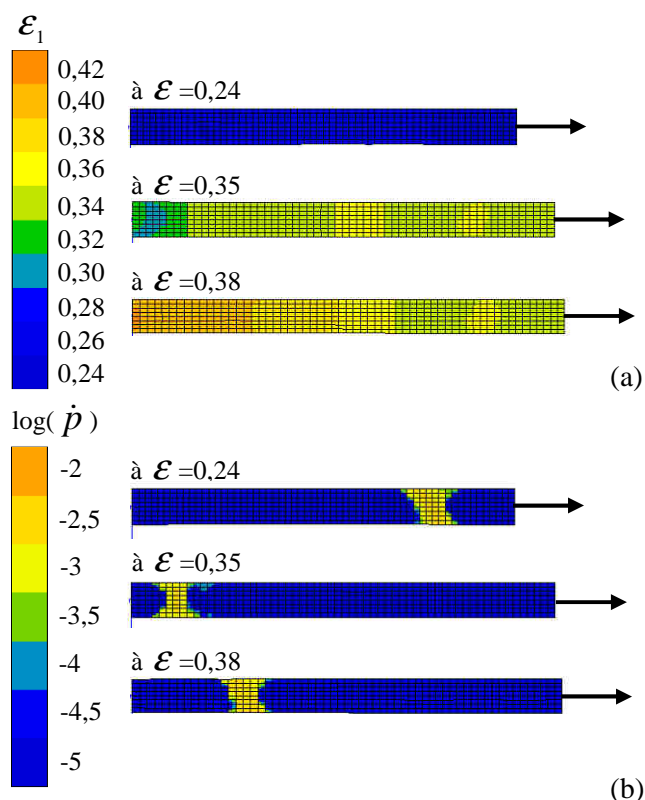


Figure 216 : Simulation de l'essai de traction sur éprouvette lisse avec le modèle « Barlat – PLC ». Distribution de a) la déformation vraie longitudinale et b) la vitesse de déformation plastique

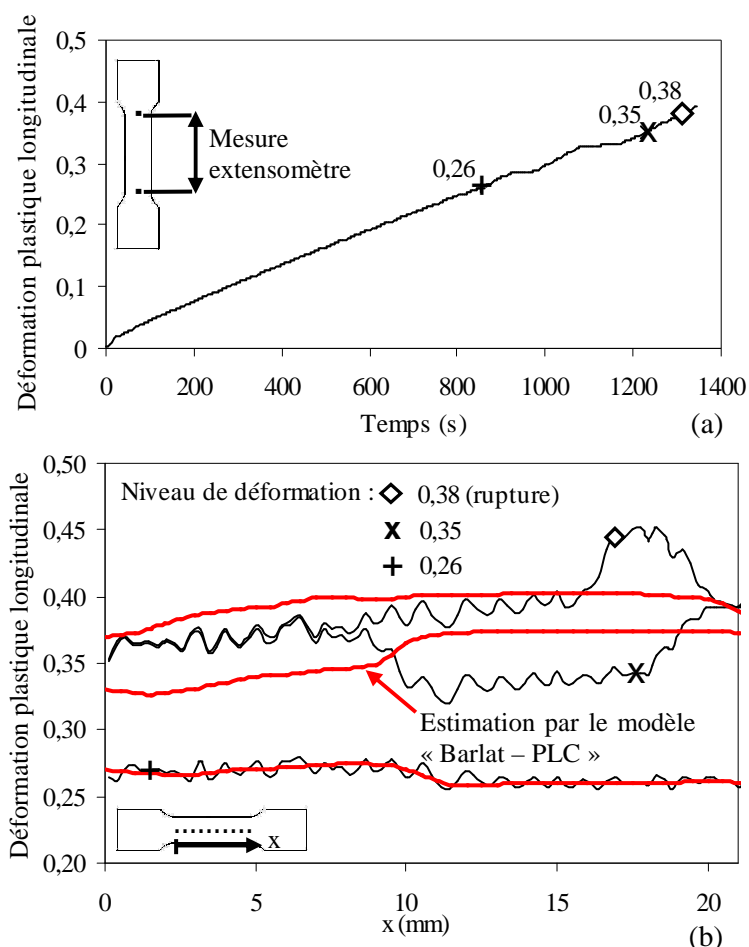


Figure 217 : a) Déformation vraie longitudinale macroscopique mesurée à partir d'un extensomètre. b) Distribution instantanée de la déformation plastique longitudinale long du fût de l'éprouvette mesurée par corrélation d'images et estimée par le modèle « Barlat – PLC »

La Figure 218 compare les déformations critiques à l'apparition des instabilités plastiques estimées par le modèle « Barlat – PLC » avec celles mesurées sur les courbes expérimentales de traction uniaxiale. Ces dernières sont soumises à beaucoup d'incertitudes comme l'a montré la Figure 213. Numériquement, les instabilités plastiques semblent s'initier entre 2% et 5% de déformation plastique (pour une déformation inférieure à 0,1) alors que « visuellement » on n'observe des hachures sur la courbe de traction expérimentale qu'à partir d'environ 0,18 de déformation vraie (Figure 216). Malgré cet écart, la courbe numérique est proche de la courbe expérimentale de traction : sur les deux courbes, les hachures prennent la forme de « paliers » de contraintes qui ne sont significatifs qu'à partir d'environ 0,20 de déformation vraie. Nos choix d'identification (notamment de la valeur de w_1) nous permettent donc de simuler de façon correcte à la fois le comportement plastique global (variation de la capacité d'écrouissage avec la vitesse de déformation) et la forme des instabilités plastiques. Ce résultat confirme que les paramètres de la loi d'écoulement liés au vieillissement dynamique, comme les comportements qu'ils décrivent ne sont pas indépendants les uns des autres.

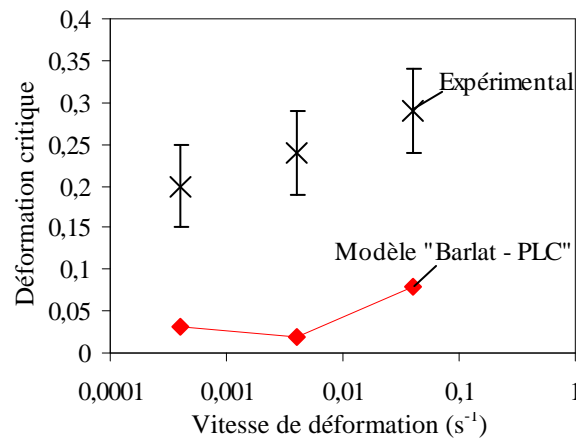


Figure 218 : Comparaison des déformations critiques d'apparition des oscillations sur les courbes expérimentales de traction uniaxiale et estimées par le modèle « Barlat-PLC »

4.3 Contribution de la prise en compte du pseudo vieillissement dynamique sur les valeurs locales à rupture

4.3.1 Méthode de comparaison

L'objectif de cette étude est de discuter autour de la nécessité de tenir compte ou non des effets liés au mécanisme de pseudo vieillissement dynamique, pour modéliser de façon correcte la rupture. Nous souhaitons étudier les effets liés :

- 1) à la sensibilité négative de l'écroutissage à la vitesse de déformation,
- 2) à la localisation de la déformation et aux éventuelles sur-contraintes qui en découlent.

1) Pour analyser les effets liés à la sensibilité négative à la vitesse de déformation de façon indépendante des effets liés à la présence de bandes de localisation, des simulations sur RVE ont été réalisées avec le modèle « Barlat – PLC » en imposant différentes vitesses de déformation. Dans ces simulations, on considère que le point de rupture a subi un trajet de déformation radial et monotone avec une vitesse de déformation plastique équivalente constante et que la capacité d'écroutissage du matériau est celle identifiée à cette vitesse imposée. Un RVE avec un point d'intégration ne permet pas de simuler la propagation de bandes de vitesse de déformation et les effets de localisation sont donc ignorés. Les contraintes équivalentes à rupture pour chaque vitesse de déformation imposée sont donc estimées sans tenir compte des instabilités plastiques. Ces contraintes, notées $\sigma_{eq(B)}^{RVE}$, ont été déterminées pour différents trajets de chargement : $\alpha = -1$ en cisaillement, $\alpha = -0,47$ en traction uniaxiale, $\alpha = -0,45$ pour l'essai de traction sur éprouvette entaillée, $\alpha = -0,18$ pour l'essai sur éprouvette entaillée dans l'épaisseur (éprouvette *slant*).

2) Il n'est par contre pas possible d'analyser les effets liés à la localisation en « supprimant » les effets liés à la vitesse. Dans un second temps, les essais sont simulés avec le modèle « Barlat – PLC » en modélisant les différentes éprouvettes afin de déterminer les contraintes équivalentes à rupture $\sigma_{eq(B)}^{IP}$ (les maillages des différentes éprouvettes sont

ceux présentés dans le Chapitre 3). Ces mesures tiennent compte à la fois des effets liés à la vitesse de déformation et ceux liés à la localisation. Les valeurs des contraintes $\sigma_{eq(B)}^{IP}$ sont comparées aux valeurs des contraintes $\sigma_{eq(B)}^{RVE}$ estimées à $4.10^{-4}s^{-1}$ pour chaque sollicitation.

Remarque : Les contraintes $\sigma_{eq(B)}^{IP}$ ne sont pas directement comparables aux contraintes équivalentes à rupture estimées avec le modèle « Barlat – écrouissage isotrope » car les lois d'écoulement des deux modèles sont différentes. Comparer les contraintes équivalentes $\sigma_{eq(B)}^{IP}$ aux contraintes $\sigma_{eq(B)}^{RVE}$ permet de nous affranchir des écarts liés au modèle de comportement.

4.3.2 Influence de la sensibilité négative à la vitesse de déformation

La Figure 219 présente la valeur des contraintes équivalentes à rupture $\sigma_{eq(B)}^{RVE}$ estimées par le modèle « Barlat-PLC » pour chaque trajet de chargement. Trois vitesses de déformation plastique cumulée ont été imposées: $4.10^{-4}s^{-1}$, $4.10^{-3}s^{-1}$ et $4.10^{-2}s^{-1}$, comme indiqué pour le point de cisaillement. Les simulations sont stoppées lorsque le point d'intégration du RVE atteint la déformation principale à rupture identifiée lors de la simulation de chaque essai par le modèle « Barlat – écrouissage isotrope » (Partie 2-1 de ce chapitre). La sensibilité négative à la vitesse « déplace » le point caractéristique de la rupture verticalement sur la CLF dans le diagramme « Contrainte équivalente – triaxialité des contraintes ». Pour chaque mode de sollicitation, la contrainte équivalente à rupture diminue avec l'augmentation de la vitesse de déformation. Cette diminution est similaire pour chaque sollicitation. Un écart d'environ 200MPa est mesuré entre la contrainte équivalente estimée à $4.10^{-4}s^{-1}$ et celle estimée à $4.10^{-2}s^{-1}$. La CLF estimée dans le diagramme des déformations n'est pas modifiée puisque les simulations sont stoppées selon une condition de déformation.

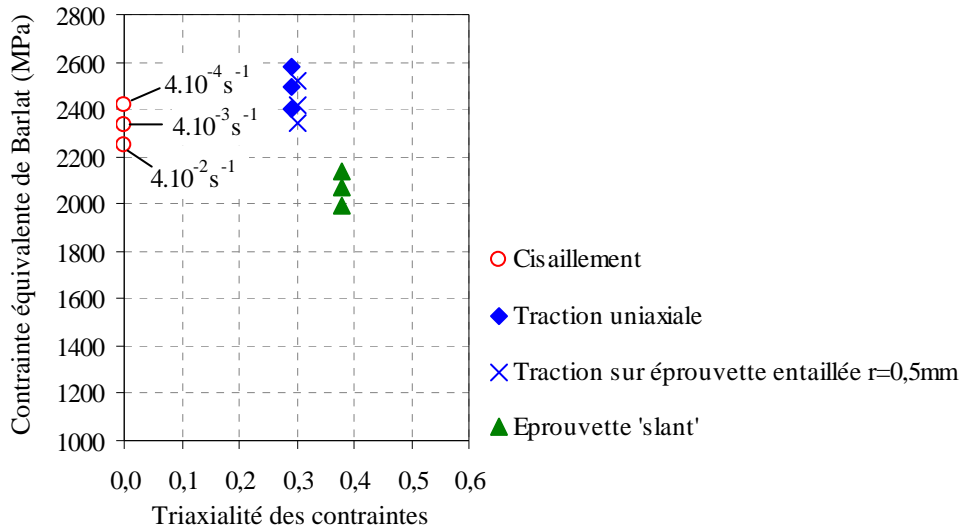


Figure 219 : Contraintes équivalentes $\sigma_{eq(B)}^{RVE}$ à rupture estimées avec le modèle « Barlat-PLC » à 3 vitesses de déformation plastique cumulée

La Figure 220a présente la variation de la vitesse de déformation plastique cumulée avec la déformation plastique, calculée aux points d'intégration considérés comme les points de rupture des éprouvettes pour chaque sollicitation. Les éléments auxquels appartiennent ces points sont repérés sur la Figure 220b. La Figure 220a montre que les vitesses de

déformation sont comprises entre $1,5 \cdot 10^{-3} \text{s}^{-1}$ et $3,5 \cdot 10^{-2} \text{s}^{-1}$, c'est-à-dire dans la gamme de vitesses quasi-statiques considérées dans cette étude. L'écart de 200MPa mesuré sur la Figure 219 est donc une incertitude maximale sur la valeur des contraintes équivalentes imputable aux effets de la sensibilité à la vitesse.

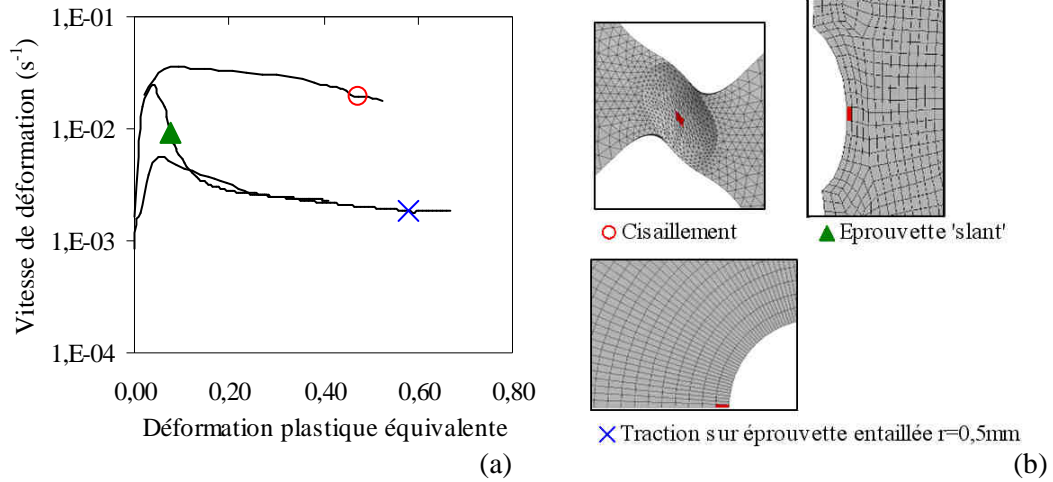


Figure 220 : a) Variation de la vitesse de déformation avec la déformation plastique des points de rupture localisés en b) dans les maillages des différentes éprouvettes (Estimation avec le modèle « Barlat – écrouissage isotrope »)

4.3.3 Influence de la sensibilité négative à la vitesse et de la localisation

4.3.3.1 Essai de traction uniaxiale sur éprouvette lisse

Nous avons montré lors de l'identification des paramètres que le modèle « Barlat – PLC » permet de simuler la déformation de l'éprouvette lisse de traction par bandes localisées. Expérimentalement, la rupture intervient quand la déformation vraie dans l'épaisseur atteint 0,37. Pour atteindre cette condition, nous avons poussé la simulation de l'essai de traction jusqu'à atteindre cette valeur de déformation dans l'épaisseur.

La déformation se localise fortement au niveau de la partie de droite du maillage (Figure 221). Du fait de la striction, la triaxialité des contraintes est légèrement supérieure dans cette zone par rapport au reste de l'éprouvette (Figure 221a) : elle atteint 0,33 dans la zone de déformation localisée alors qu'elle est d'environ 0,29 dans le reste de l'éprouvette. De même, la contrainte équivalente atteint 2431MPa au niveau de la bande alors qu'elle est estimée à environ 1950MPa dans le reste de l'éprouvette (Figure 221). La vitesse de déformation dans la bande de déformation étant supérieure à la vitesse imposée, la contrainte équivalente $\sigma_{eq(B)}^{IP}$ est inférieure de 150MPa par rapport à $\sigma_{eq(B)}^{RVE}$ à cause de la sensibilité négative à la vitesse (Figure 222a). Le point caractérisant la rupture en traction uniaxiale est également « déplacé » horizontalement dans le diagramme « Contrainte équivalente – Triaxialité des contraintes » et dans le diagramme des déformations (Figure 222b) car la localisation influence la valeur de la triaxialité des contraintes et le rapport des déformations α .

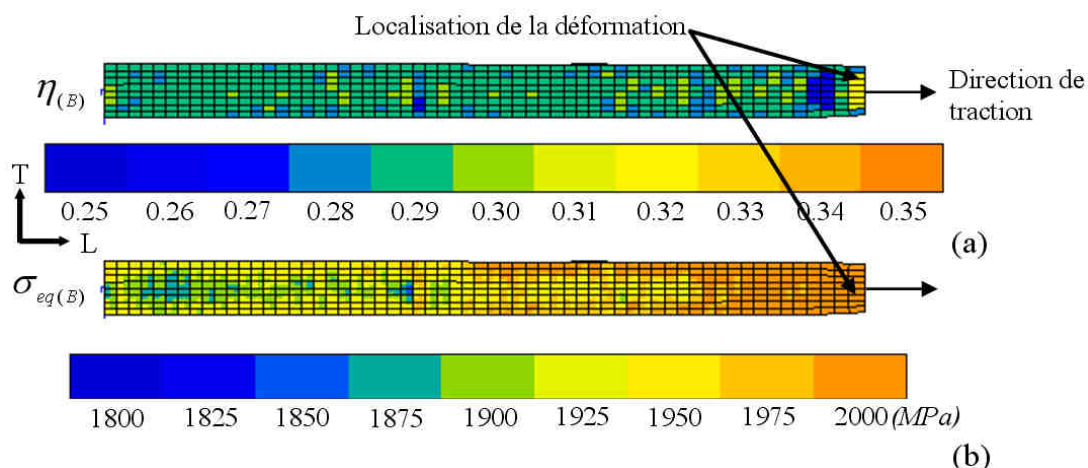


Figure 221 : Distribution a) de la contrainte équivalente et b) de la triaxialité des contraintes estimée par le modèle « Barlat – PLC » le long de l'éprouvette lisse de traction à la rupture ($4.10^{-4}s^{-1}$; $L0=30mm$)

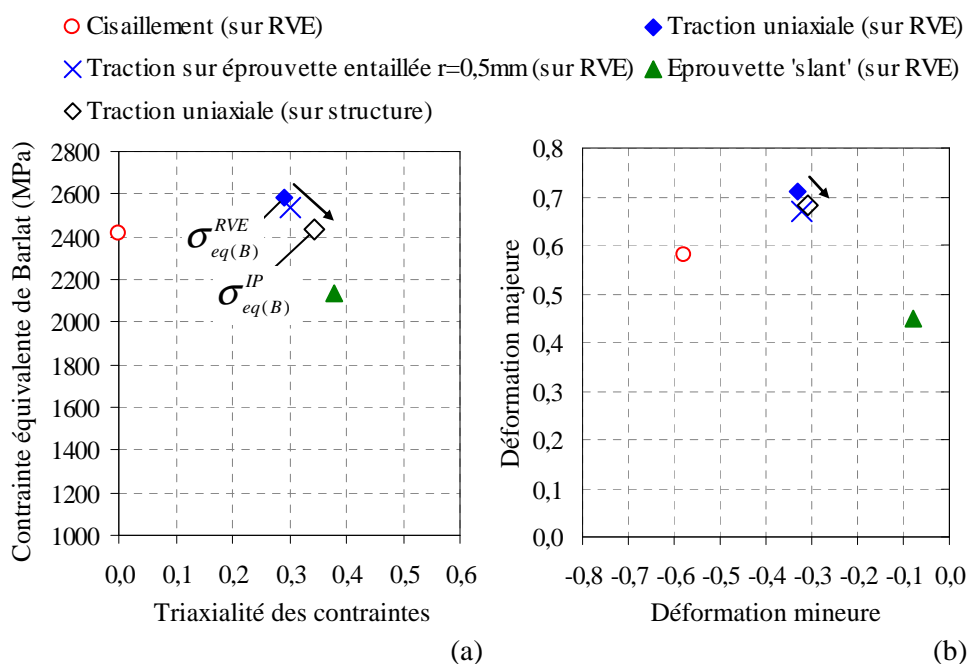


Figure 222 : Modification de la valeur a) de la contrainte équivalente et b) des déformations à rupture en traction uniaxiale avec la prise en compte des instabilités plastiques

4.3.3.2 Essai de cisaillement sur éprouvette « butterfly » rainurée

La Figure 223 présente la distribution de la contrainte équivalente $\sigma_{eq(B)}^{IP}$ et de la vitesse de déformation lors de la simulation de l'essai de cisaillement sur éprouvette rainurée avec le modèle « Barlat – PLC ». La simulation est arrêtée quand le déplacement de l'éprouvette est égale au déplacement mesuré expérimentalement. La contrainte équivalente atteint 2300MPa et la vitesse de déformation plastique $2.10^{-2}s^{-1}$ au centre de l'éprouvette. A

cette vitesse de déformation, le matériau présente une capacité d'écroutissage plus faible qu'à $4.10^{-4}s^{-1}$ qui est la vitesse de déformation de référence. La rainure impose une forte localisation de la déformation. Il n'y a donc pas d'effet de localisation lié au vieillissement dynamique. La différence entre $\sigma_{eq(B)}^{RVE}$ (estimée avec une vitesse imposée de $4.10^{-4}s^{-1}$) et $\sigma_{eq(B)}^{IP}$ s'explique donc par un effet de vitesse de déformation. La contrainte équivalente à rupture est donc diminuée lorsqu'on tient compte des effets de la vitesse de déformation mais les valeurs de déformation à rupture sont inchangées (Figure 224).

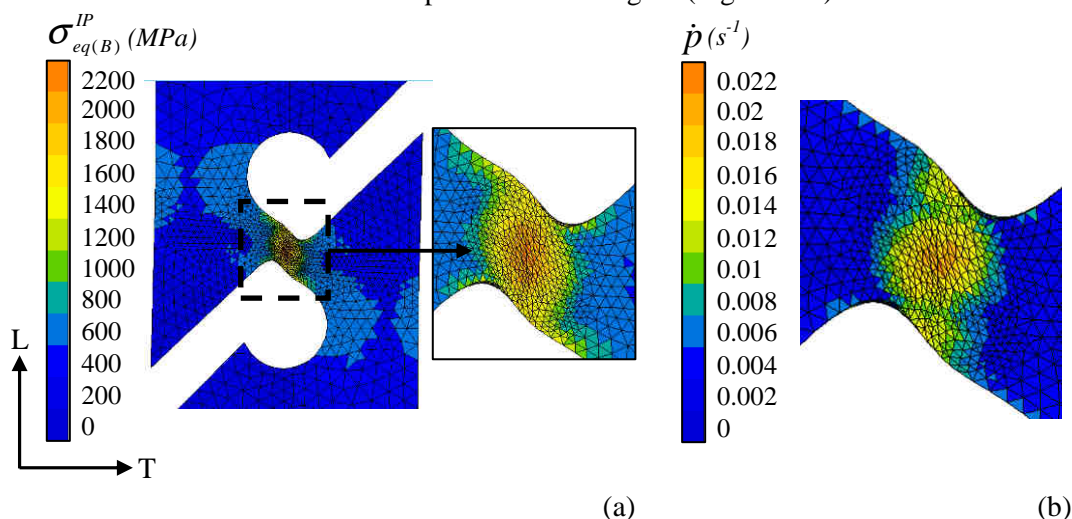


Figure 223 : Distribution de a) la vitesse de déformation et b) la contrainte équivalente à rupture estimées par le modèle « Barlat – PLC » lors de la simulation de l'essai de cisaillement (au déplacement à rupture)

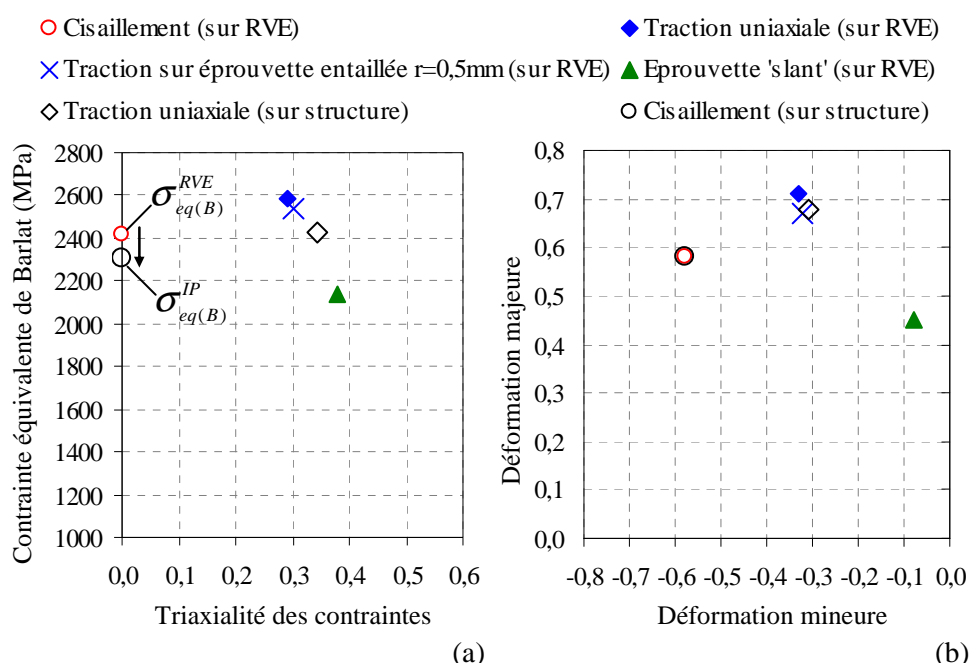


Figure 224 : Modification de la valeur de a) la contrainte équivalente et b) des déformations à rupture en cisaillement avec la prise en compte des instabilités plastiques

4.3.3.3 Essai de traction sur éprouvette entaillée de rayon initial 0,5mm

La Figure 225 montre l'influence du modèle de comportement sur la distribution des vitesses de déformation dans l'éprouvette de traction entaillée. Avec le modèle « Barlat – écrouissage isotrope », les vitesses les plus élevées (supérieures à 10^{-3}s^{-1}) sont concentrées en pointe d'entaille (Figure 225a). Avec le modèle « Barlat - PLC », la zone « iso-vitesse » à 10^{-3}s^{-1} s'étend quasiment jusqu'au centre de l'éprouvette. Cette différence dans la distribution de la vitesse de déformation ne se traduit pas par une différence significative sur les distributions de la contrainte équivalente et des déformations.

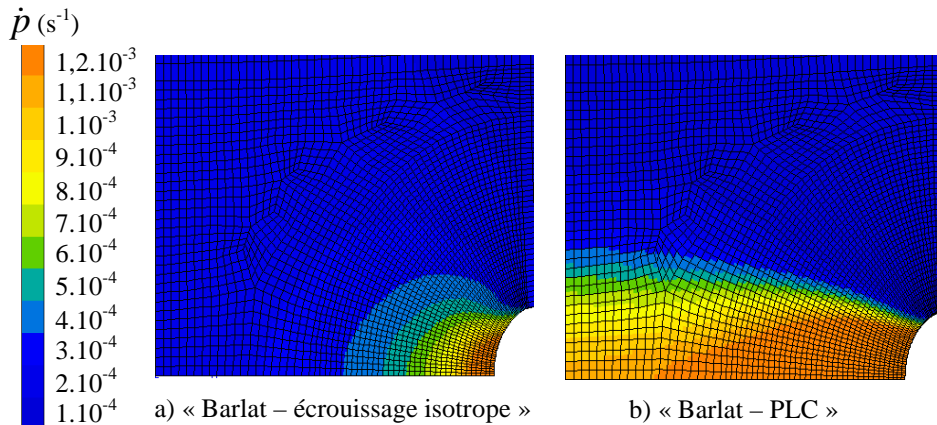


Figure 225 : Comparaison des distributions de la vitesse de déformation estimées par a) le modèle « Barlat – écrouissage isotrope » et b) le modèle « Barlat – PLC » (à l'ouverture d'entaille à rupture)

La Figure 226 montre que le positionnement sur la CLF du point caractérisant la rupture de l'éprouvette entaillée de traction est peu modifié par l'introduction de la loi d'écoulement liée au vieillissement dynamique dans le modèle de comportement. La contrainte équivalente $\sigma_{eq(B)}^{IP}$ est plus faible de 40MPa par rapport à la contrainte $\sigma_{eq(B)}^{RVE}$ estimée à 4.10^{-4}s^{-1} . L'entaille localise très fortement les déformations ce qui explique que les instabilités plastiques ne sont pas observées. Il semble que l'influence sur les valeurs locales de contraintes et de déformations ne soit donc liée qu'à un effet de vitesse de déformation et non à la localisation.

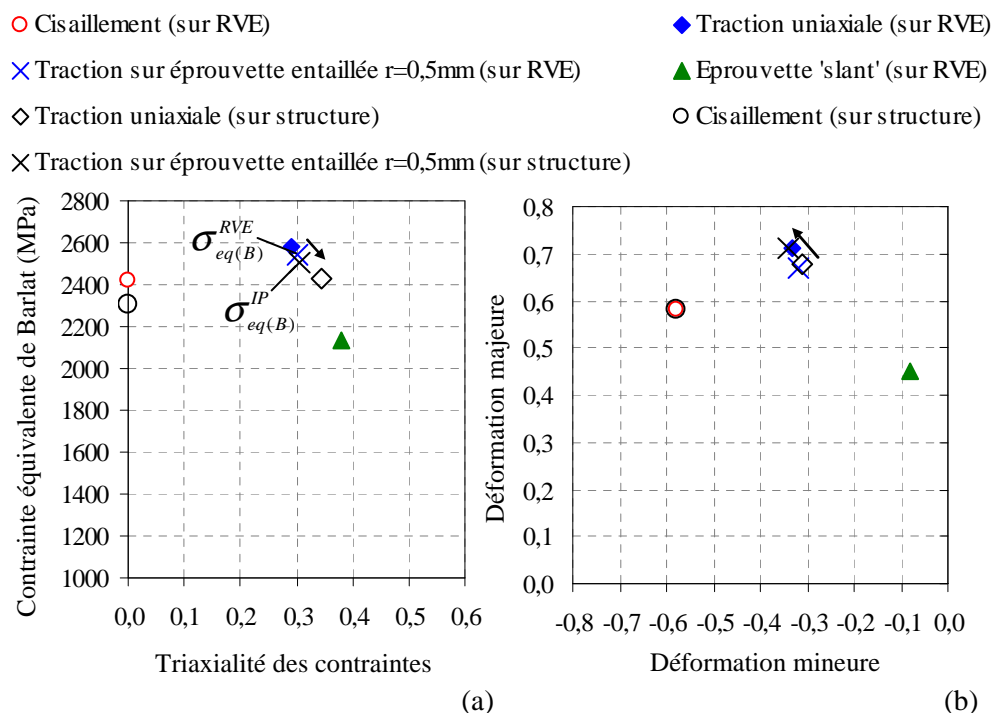


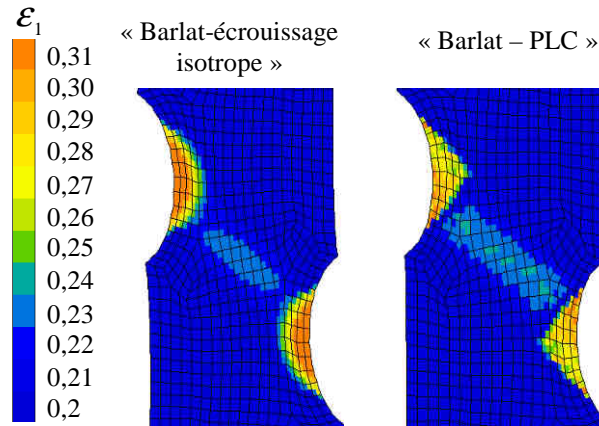
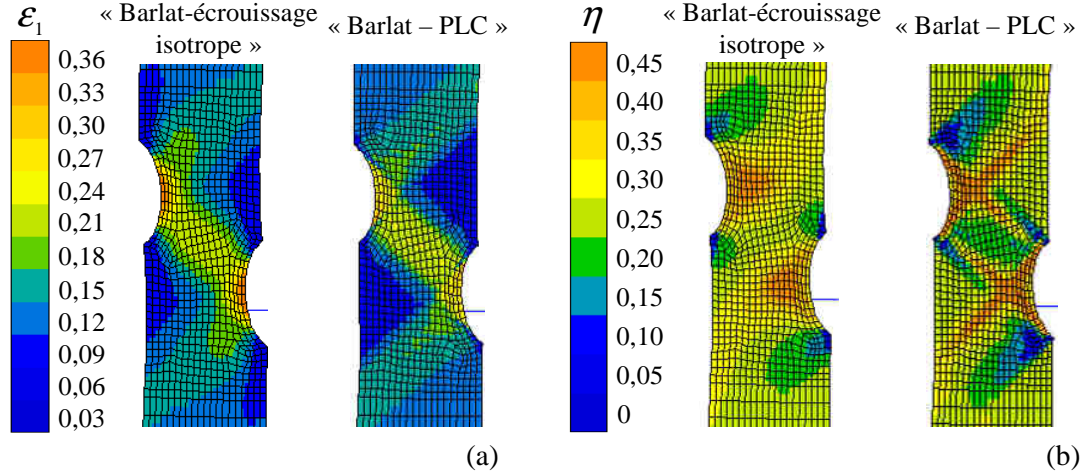
Figure 226 : Modification de la valeur de a) la contrainte équivalente et b) des déformations à rupture lors des essais de traction sur éprouvette entaillée de rayon initiale 0,5mm avec la prise en compte des instabilités plastiques

4.3.3.4 Essai sur éprouvette entaillée dans l'épaisseur (épreuve *slant*)

La Figure 227 compare les distributions de la déformation principale et de la triaxialité des contraintes estimées respectivement par le modèle « Barlat – écrouissage isotrope » et par le modèle « Barlat – PLC » à la rupture. Les simulations sont stoppées quand l'allongement de l'éprouvette atteint l'allongement expérimental à rupture. Notons que les courbes « Contrainte nominale – allongement relatif » estimées par les deux modèles sont similaires.

Nous montrons que la distribution des valeurs est fortement influencée par le modèle de comportement. Les valeurs de déformation majeure les plus élevées se concentrent aux entailles de manière concentrique pour la simulation avec le modèle « Barlat – écrouissage isotrope ». Avec le modèle « Barlat – PLC » la répartition des valeurs est différente et se concentre dans des bandes. Celles-ci sont localisées dans la zone entaillées et ne se propagent pas. Cette caractéristique est bien visible si on affine l'échelle des déformations (Figure 228) et également sur la distribution de la triaxialité des contraintes (Figure 227b). Les valeurs maximales de déformation majeure atteintes lors de la simulation de l'essai avec le modèle « Barlat – PLC » sont plus faibles de 0,1 point que celles estimées par le modèle « Barlat – écrouissage isotrope » alors que la comparaison s'effectue au même déplacement à rupture. Il faut noter que la valeur estimée avec le modèle « Barlat – PLC » est très proche de celle mesurée expérimentalement par corrélation d'images alors que nous surestimions cette même valeur avec le modèle « Barlat – écrouissage isotrope ». Nous montrons donc que les effets de localisation liés au vieillissement dynamique ne sont pas négligeables même lorsque les entailles forcent la localisation de la déformation. Sur ce point, il semble qu'avec cette éprouvette, nous nous

situations dans une configuration intermédiaire entre l'essai de traction sur éprouvette lisse (où la déformation s'effectue par propagation de bandes) et l'essai de traction sur éprouvette entaillée (où les effets sur la valeur des contraintes et des déformations ne sont liés qu'à la sensibilité négative à la vitesse).



La Figure 229 montre que les valeurs les plus élevées de la contrainte équivalente $\sigma_{eq(B)}^{IP}$ ne sont pas localisées au fond de l'entaille (milieu du rayon marqué « A » sur la Figure 229) mais sur le bord de l'entaille (marqué « B ») là où la triaxialité des contraintes atteint 0,5 (alors qu'elle atteint 0,35 en pointe d'entaille). Si nous considérons que le point de rupture est le point d'intégration qui atteint la contrainte équivalente la plus élevée alors le point de déclenchement de la rupture prédit par ce modèle pour cette sollicitation est fortement modifié par la prise en compte du mécanisme de vieillissement dynamique dans le modèle de comportement.

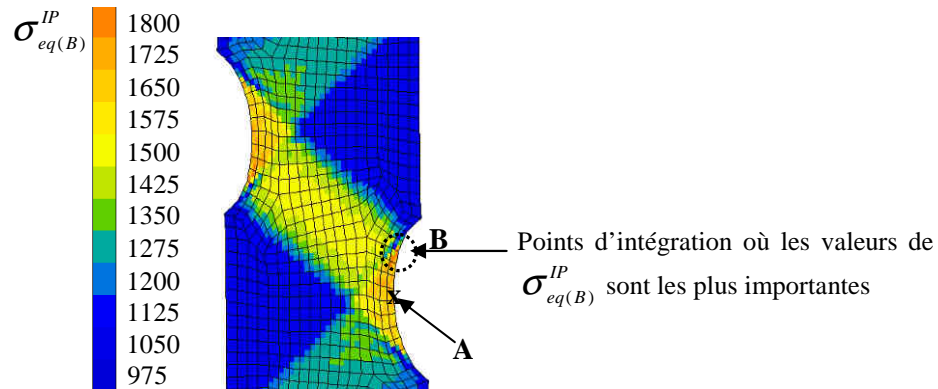


Figure 229 : Distribution de la contrainte équivalente $\sigma_{eq(B)}^{IP}$ estimée par le modèle « Barlat – PLC » lors de la simulation de l'essai sur éprouvette *slant* (au déplacement à rupture)

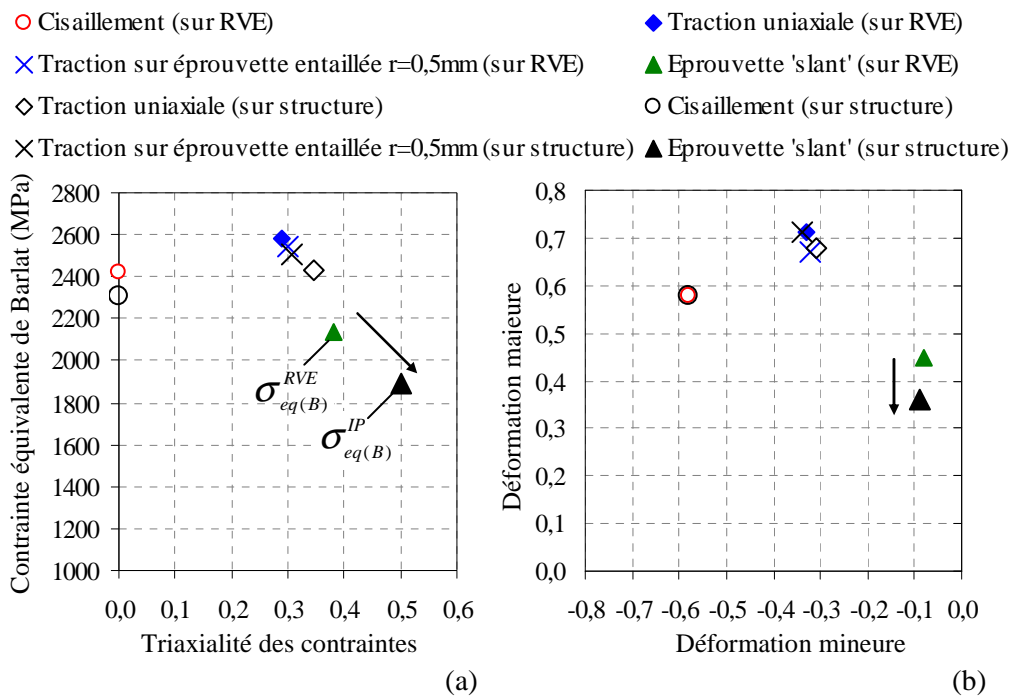


Figure 230 : Modification de la valeur de a) la contrainte équivalente et b) des déformations à rupture lors des essais sur éprouvette *slant* avec la prise en compte des instabilités plastiques

4.3.4 Conclusion

Dans cette partie, un modèle de comportement simulant la présence de bandes de déformation localisée a été identifié pour la nuance Fe22Mn0.6C. Il permet de très bien simuler la déformation de l'éprouvette lisse de traction que ce soit l'allure de la courbe de traction, l'amplitude des oscillations ou la « quantité » de déformation dans la bande. Avec ce modèle de comportement, nous avons étudié pour chaque éprouvette l'influence :

- 1) de la sensibilité négative à la vitesse de déformation,
- 2) de la localisation,

sur :

- 1) la valeur de la contrainte équivalente à la rupture,
- 2) les valeurs des déformations à rupture,
- 3) la localisation des points de déclenchement de la rupture.

Notons qu'il s'agit d'une étude semi-quantitative. En effet, nous avons comparé les valeurs des déformations et des contraintes estimées en prenant en compte des effets liés au mécanisme de vieillissement dynamique avec celles estimées sans en tenir compte. Ces dernières ont été obtenues par simulation sur RVE avec une vitesse de déformation plastique cumulée imposée à $4.10^{-4}s^{-1}$ (vitesse de référence dans cette étude, y compris pour l'identification du modèle « Barlat – écrouissage isotrope »). Si nous avons choisi la vitesse de $4.10^{-3}s^{-1}$ ou $4.10^{-2}s^{-1}$ comme vitesse de référence, les écarts, entre les contraintes $\sigma_{eq(B)}^{IP}$ et $\sigma_{eq(B)}^{RVE}$ par exemple, auraient été différents. Nous nous servons donc de cette analyse pour discuter de manière qualitative autour de la nécessité de modéliser les effets liés au mécanisme de vieillissement dynamique pour simuler de façon correcte la rupture.

Les effets liés à la sensibilité négative à la vitesse de déformation ont été étudiés avec une série de simulations sur RVE à différentes vitesses de déformation imposées. Son influence porte principalement sur la valeur des contraintes équivalentes à rupture qui diminuent avec la vitesse de déformation, quel que soit le trajet imposé. Une incertitude maximale de 200MPa imputable à l'effet de la sensibilité à la vitesse a été mesurée dans la gamme des vitesses quasi-statiques considérée dans cette étude [$10^{-4}s^{-1}$ - $10^{-2}s^{-1}$].

Dans la partie précédente, l'écart de 200MPa entre la contrainte équivalente à rupture en cisaillement et celle en déformation plane nous a amené à introduire une dépendance envers la pression hydrostatique dans le critère de rupture. Il est possible que cet écart soit plutôt lié à un effet de la vitesse de déformation. D'après la simulation numérique, la vitesse de déformation mesurée au point d'intégration considéré comme le point d'amorçage de la rupture est d'environ $5.10^{-3}s^{-1}$ pour l'essai sur éprouvette *slant*. Elle est estimée à $5.10^{-2}s^{-1}$ pour l'essai de cisaillement sur éprouvette rainurée. Il s'agit de vitesses de déformation moyennes car elles ne sont pas constantes durant l'essai. Dans les deux cas, la contrainte équivalente à rupture diminue par rapport à celle mesurée lorsque la capacité d'écrouissage du matériau est identifiée sur la courbe de traction à $4.10^{-4}s^{-1}$. L'écart entre la contrainte équivalente à rupture en cisaillement et celle estimée lors de la simulation de l'essai sur éprouvette *slant* ne peut donc pas être imputée à un effet de la vitesse de déformation car cet écart subsiste lorsque celle-ci est prise en compte dans le modèle de comportement.

Les essais de traction sur éprouvettes lisse et entaillée, sur éprouvette *slant* et de cisaillement sur éprouvette rainurée ont été simulés avec le modèle « Barlat - PLC ». Dans ces simulations, la structure de chaque éprouvette est maillée.

L'éprouvette lisse de traction se déforme par création et propagation de bandes qui induisent localement une sur-déformation et une sur-contrainte par rapport au reste de l'éprouvette. La vitesse de déformation est également plus importante dans la bande : elle atteint 10^{-2}s^{-1} alors que la vitesse de déformation imposée est 4.10^{-4}s^{-1} . La géométrie de l'éprouvette lisse de traction qui permet l'apparition et la propagation de bandes de localisation, implique une forte influence du mécanisme de vieillissement dynamique. Comme nous l'avons mentionné précédemment, l'éprouvette lisse de traction n'est donc pas la plus pertinente pour caractériser la rupture dans ce mode de sollicitation.

L'éprouvette entaillée de traction et l'éprouvette rainurée de cisaillement localisent fortement la déformation dans une petite zone de l'éprouvette. L'influence du mécanisme de vieillissement dynamique est donc principalement liée à la sensibilité négative à la vitesse de déformation et porte donc uniquement sur la contrainte équivalente à rupture. L'incertitude sur les contraintes équivalentes à rupture est imputable à la sensibilité à la vitesse si celle-ci n'est pas contrôlée au niveau local lors de l'essai.

Les entailles de l'éprouvette *slant* ne permettent pas la propagation de bandes de vitesses de déformation (à l'échelle à laquelle nous les observons). Cependant, le modèle « Barlat - PLC » modifie de façon significative les champs des déformations et des contraintes par rapport à ceux estimés avec le modèle « Barlat – écrouissage isotrope ». Pour cette éprouvette, le point d'intégration où la contrainte équivalente est maximale n'est pas le même que celui estimé avec le modèle « Barlat – écrouissage isotrope ». Comme pour l'essai de traction uniaxiale, cette géométrie d'éprouvette ne permet pas de dissocier les effets liés à la localisation de ceux liés à la sensibilité à la vitesse. Cette éprouvette a tendance à maximiser l'effet du vieillissement dynamique malgré la présence d'entailles.

Cette analyse montre que la sensibilité de l'écrouissage à la vitesse de déformation porte principalement sur les contraintes équivalentes à rupture. La présence d'instabilités plastiques induit des phénomènes de localisation qui modifient la distribution des déformations et des contraintes. La triaxialité des contraintes, paramètre qui est souvent utilisé pour décrire un état de contraintes, est également fortement modifiée par la présence des instabilités plastiques. Avec ce type de matériau, la caractérisation de la rupture nécessite de contrôler les instabilités plastiques en réalisant des essais qui localisent fortement la déformation. Optimiser la géométrie d'éprouvette permet de s'affranchir de ces phénomènes. Avec ce type d'éprouvette, il est parfois difficile de prévoir la vitesse de déformation locale par rapport à la vitesse de déplacement imposé. C'est pourquoi, ces mêmes essais doivent être réalisés à différentes vitesses de déformation pour évaluer la sensibilité des valeurs locales des déformations et des contraintes et caractériser de façon plus précise la rupture. Si le critère de rupture est basé sur les contraintes, une autre possibilité est de caractériser le comportement plastique du matériau à une vitesse de déformation très faible, là où la capacité d'écrouissage est la plus élevée. Le critère de rupture aura alors tendance à sous-estimer les contraintes à rupture, plutôt que de les surestimer.

Cette étude met également en évidence que la simulation sur RVE n'est pas représentative de la sollicitation imposée lorsque le matériau présente un mécanisme de vieillissement dynamique. Si une vitesse de déformation constante est imposée alors la

simulation sur RVE ne rend pas compte de la capacité « instantanée » d'écrouissage. De même, l'apparition des instabilités plastiques n'est pas simulée sur RVE.

Enfin, l'identification du modèle « Barlat-PLC » apporte une estimation quantitative de la contribution du phénomène de vieillissement dynamique à l'écrouissage global. Dans la littérature, certains auteurs avancent l'hypothèse que le maclage mécanique est responsable de la capacité d'écrouissage. Pour d'autres, le mécanisme de pseudo vieillissement dynamique apporte une contribution significative à l'écrouissage du matériau (cf. Etat de l'art du Chapitre 1). La Figure 231 compare la contribution maximale de l'écrouissage $R_a(p, \dot{p})$ liée au vieillissement dynamique à la contribution de l'écrouissage isotrope $R(p) - R_0$ sur l'écrouissage global $R_{1D} - R_0$. Elle montre que, d'après le modèle « Barlat – PLC », la contribution de l'écrouissage lié au vieillissement dynamique est d'environ 20% de l'écrouissage global. Il s'agit bien d'une contribution maximale, c'est-à-dire mesurée pour un état totalement « ancré » (état « 1 » sur la Figure 211). Notre calcul montre donc que le mécanisme de pseudo vieillissement dynamique n'explique pas à lui seul la forte capacité d'écrouissage de l'acier TWIP.

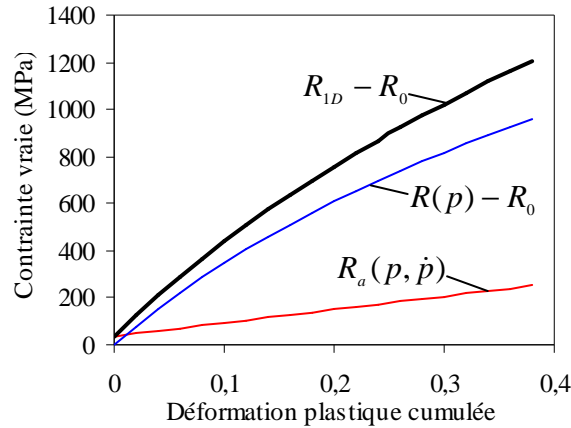


Figure 231 : Contribution de l'écrouissage lié au mécanisme de vieillissement dynamique $R_a(p, \dot{p})$ par rapport à l'écrouissage isotrope $R(p) - R_0$ et à l'écrouissage global $R_{1D} - R_0$ (4.10^{-4}s^{-1})

5 Conclusion de l'étude sur le comportement à rupture de l'acier TWIP

L'objectif du chapitre 5 était de déterminer un critère de rupture valide sur une large gamme d'essais mécaniques. Pour cela, nous avons utilisé les résultats du Chapitre 3 concernant la caractérisation expérimentale du comportement plastique et du Chapitre 4 sur l'observation des modes de rupture afin de nous orienter sur un type de modèle.

En effet, l'absence de chute de charge sur les courbes macroscopiques des différents essais nous a amené à utiliser un modèle non couplé à la loi de comportement. De même, le critère en localisation de Rice n'a pas été sélectionné car un adoucissement est nécessaire pour que le critère soit atteint.

De plus, la rupture de l'acier TWIP présente un caractère *slant* caractérisé par une absence de striction, ce qui explique l'inefficacité des critères en instabilité plastique (critères de Swift, Dorn ou M-K) pour la prédiction de la rupture de l'acier TWIP. Les conclusions du Chapitre 4 nous ont permis d'écarter les modèles de rupture dont la théorie est basée sur la croissance de cavités car la rupture semble surtout contrôlée par la germination. Exprimé de manière phénoménologique, la triaxialité des contraintes, souvent utilisée pour décrire un état de contraintes en rupture ductile, ne semble pas ici le paramètre le plus pertinent pour formuler un critère de rupture.

Dans la littérature, certains exemples de modélisation montrent que les paramètres critiques menant à la rupture en mode *slant* n'ont pas encore été bien isolés : l'épaisseur de la tôle, le mode de sollicitation, la capacité d'écrouissage, le choix du modèle de comportement... sont autant de paramètres qui influencent la prédiction de la rupture en mode *slant* ou *cup-cone* selon la formulation du critère de rupture. L'état de l'art sur la prédiction de la rupture des sols et des roches représente une caractérisation de la rupture fragile par cisaillement de ces matériaux par un critère de rupture exprimé dans le repère des contraintes principales. L'état de contraintes est décrit par les trois invariants du tenseur des contraintes formulés à partir des coordonnées de Haigh-Westergaard, notamment l'angle de Lode qui discrimine les états en déformation plane des états axisymétriques.

La démarche d'identification de la CLF de l'acier TWIP se rapproche de celle déjà développée pour la caractérisation de la formabilité d'un alliage d'aluminium. La simulation des différents essais mécaniques réalisés dans cette étude avec le modèle « Barlat – écrouissage isotrope » a permis d'identifier les valeurs locales des déformations et des contraintes à rupture et de les représenter dans les diagrammes « Contrainte équivalente – Triaxialité des contraintes », « Déformation plastique équivalente – Triaxialité des contraintes » et « Déformation majeure – Déformation mineure ». La majorité des essais induisent une déformation majeure à rupture parallèle au sens long de la tôle. Nous avons donc caractérisé la CLF dans le sens long qui est sans doute différente de celle mesurée avec une déformation majeure parallèle au sens travers.

L'identification du critère de rupture s'est effectuée étape par étape en testant successivement des critères formulés à partir de un, de deux ou des trois invariants du tenseur des contraintes. Nous avons choisi d'exprimer le critère de rupture dans le repère des contraintes principales avec les coordonnées de Haigh-Westergaard. Le second

invariant, défini comme une fonction de la contrainte équivalente de Barlat, ne permet pas de décrire à lui seul le comportement à rupture de l'acier TWIP. Généralement, chez les métaux, les premier et deuxième invariants suffisent à formuler un critère de rupture approprié. Pour l'acier TWIP, la pression hydrostatique a été dans un premier temps écartée et l'influence de l'angle de Lode nous semble du premier ordre par rapport à celle liée à la triaxialité des contraintes. Par analogie au critère de Rice, nous avons redéfini l'angle de Lode à partir du déterminant du tenseur des vitesses de déformation pour rester cohérent avec le critère de plasticité de Barlat.

Le critère de rupture formulé à partir du second et du troisième invariants nous permet de décrire de manière satisfaisante le comportement à rupture de l'acier TWIP. Un critère tenant compte de la pression hydrostatique est nécessaire pour différencier le comportement à rupture en cisaillement de la déformation plane (deux états que l'angle de Lode ne permet pas de distinguer). Des essais sous pression hydrostatique contrôlée seraient nécessaires pour mieux identifier la contribution de celle-ci sur la rupture. Cette influence nous semble toutefois du second ordre par rapport à celle de l'angle de Lode.

Cette étude nous a donc permis d'identifier un critère de rupture valable depuis un état de déformation en cisaillement jusqu'à un état de déformation en traction équilibrée, tout en tenant compte de l'anisotropie du comportement plastique de l'acier TWIP. Une dernière étude a été nécessaire pour discuter autour de l'influence du mécanisme de pseudo vieillissement dynamique. Pour cela, un modèle de comportement dérivé du modèle de McCormick a été identifié et a permis de simuler les effets de ce mécanisme lors des essais de traction sur éprouvette lisse et entaillée, des essais de cisaillement sur éprouvette rainurée, des essais sur éprouvette *slant*. L'analyse des champs de contraintes, de déformations et de vitesses de déformation pour chaque simulation met en évidence l'influence de la sensibilité négative à la vitesse sur les contraintes équivalentes à rupture, sur lesquelles nous identifions les constantes du critère de rupture. La localisation influence les champs de contraintes et de déformations ainsi que la localisation de l'initiation de la rupture, si la géométrie permet le développement d'instabilités plastiques. Il semble utile d'optimiser la géométrie des éprouvettes de caractérisation de la rupture, en simulant les essais avec le modèle « Barlat – PLC » par exemple, afin de s'affranchir de l'influence de ces instabilités plastiques.

6 Références bibliographiques

- [Allain04] *A physical model of the twinning-induced plasticity effect in a high manganese austenitic steel*, S.Allain, J.-P.Chateau, O.Bouaziz, Mat. Sci. Eng., (2004) 143-147
- [Bai08] *A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence*, Y.Bai, T.Wierzbicki, Int. J. Plast., 24 (2008) 1071–1096
- [Bai10] *Application of extended Mohr–Coulomb criterion to ductile fracture*, Y.Bai, T.Wierzbicki, Int. J. Fract., 161 (2010) 1–20
- [Banabic01] *Prediction of the influence of yield locus on the limit strains in sheet metals*, D.Banabic, E.Dannenmann, J. Mat. Proc. Tech, 109 (2001) 9-12
- [Bardet90] *Lode Dependences for Isotropic Pressure-Sensitive Elastoplastic Materials*, J.-P.Bardet, J. Appl. Mech., 57 (1990) 498
- [Bao04] *A comparative study on various ductile crack formation criteria*, Y.Bao, T.Wierzbicki, J. Eng. Mater. Tech., 126 (2004) 314-324
- [Bao04-2] *On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space*, Y.Bao, T.Wierzbicki, Int. J. Mech. Sci., 46 (2004) 81-98.
- [Beese10] *Partially coupled anisotropic fracture model for aluminum sheets*, A.M. Beese, M.Luo, Y.Li, Y.Bai, T.Wierzbicki, Eng. Fract. Mech., 77 (2010) 1128–1152
- [Besson06] *Modeling of plane strain ductile rupture*, J.Besson, D.Steglich, W.Brocks, Int. J. of Plast., 19 (2003) 1517–1541
- [Böhkle09] *Geometrically non-linear modeling of the Portevin–Le Chatelier effect*, T.Böhlke, G.Bondár, Y.Estrin, M.A.Lebyodkin, Comp. Mat. Sci., 44 (2009) 1076–1088
- [Bridgman52] *Studies in large plastic flow and fracture*, P.W.Bridgman, McGraw-Hill, New York, (1952) 260-262
- [Bron04] *A yield function for anisotropic materials: application to aluminium alloys*, F.Bron, J.Besson, Int. J. Plast., 20 (2004) 937-963
- [Butuc02] *The performance of Yld96 and BBC yield functions in forming limit prediction*, M.C.Butuc, D.Banabic, A.Barata da Rocha, J.J.Gracia, J.Ferreira Duarte, P.Jurco, D.S.Comsa, J. Mat. Proc. Tech, 125-126 (2002) 281-286
- [Chung11] *Formability of TWIP steels (twinning induced plasticity) automotive sheets*, K.Chung, K.Ahn, D.-H. Yoo, K.H. Chung, M.-H. Seo, S.-H. Park, Int. J. Plast., 27 (2011) 52-81
- [Cockroft68] *Ductility and the workability of metals*, M.G.Cockcroft, D.J.Latham, J. Inst. Met., 96 (1968) 33–9

- [Coppola09] *The effect of stress invariants on ductile fracture limit in steels*, T.Coppola, L.Cortese, P.Folgarait, Eng. Fract. Mech., 76 (2009) 1288–1302
- [Dorn47] *The ductility of metals under general conditions of stress and strain*, J.E.Dorn, E.G.Thomsen, Trans. Am. Soc. Met., 39 (1947) 741.
- [Fricker99] *Parabolische Mohrsche Bruchbedingung in Invariantendarstellung für spröde isotrope Werkstoffe*, J.Fricker, S.Meckbach, Angew. Math. Mech., 79 (1999) 465-471
- [Ganjiani07] *An improved analytical approach for determination of forming limit diagrams considering the effects of yield functions*, M.Ganjiani, A.Assempour, J. Mater. Proc. Tech., 182 (2007) 598–607
- [Gao09] *A study on the effect of the stress state on ductile fracture*, X.Gao, G.Zhang, C. Roe, Int. J. Damage Mech., 19 (2009) 75
- [Goodwin68] *Application of strain analysis to sheet metal forming*, G.M.Goodwin, (1968) SAE paper 680093
- [Gurson77] *Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I- Yield criteria and flow rules for porous ductile media*, A.Gurson, J. Eng. Mat. Tech., 99 (1977) 2-15
- [Haddag09] *Strain localization analysis using a large deformation anisotropic elastic–plastic model coupled with damage*, B.Haddag, F.Abed-Meraim, T.Balan, Int. J. Plast., 25 (2009) 1970–1996
- [Han03] *A ductile fracture criterion in sheet metal forming process*, H.N.Han, K.-H. Kim, J. Mat. Proc. Tech., 142 (2003) 231–238
- [Hill52] *On discontinuous plastic states with special reference to localized necking in thin sheets*, R.Hill, J. Mech. Phys. Solids, 1 (1952) 19
- [Hooputra04] *A comprehensive failure model for crashworthiness simulation of aluminum extrusions*, H.Hooputra, H.Gese, H.Dell, H.Werner, Int. J. Crashworthiness, 9 (2004) 449–63.
- [Huang09] *Prediction of slant ductile fracture using damage plasticity theory*, H.Huang, L.Xue, Int. J. Pressure Vessels and Piping, 86 (2009) 319–328
- [Johnson85] *Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressure*, G.R.Johnson, W.H.Cook, Eng. Fract. Mech., 21 (1985) 31–48
- [Keeler63] *Plastic instability and fracture in sheets stretched over rigid punches*, S.Keeler, W.Backofen, (1963), ASM Trans., 56 (1) 25–48
- [Lebyodkin05] *Multifractal analysis of the Portevin–Le Chatelier effect: General approach and application to AlMg and AlMg/Al₂O₃ alloys*, M.A.Lebyodkin, Y.Estrin, Acta Mat., 12 (2005) 3403-3413
- [Lemaître85] *A continuous damage mechanics model for ductile fracture*, J.Lemaître, J. Eng. Mat. Tech., 107 (1985) 83-89

- [Li10] *Prediction of shear-induced fracture in sheet metal forming*, Y.Li, M.Luo, J.Gerlach, T.Wierzbicki, J. Mat. Proc.Tech., 210 (2010) 1858–1869
- [Li11] *Ductile fracture: Experiments and computations*, H.Li, M.W.Fu, J.Lu, H. Yang, Int. J. of Plast., 27 (2011) 147–180
- [Marciniak67] *Limits strains in the processes of stretch-forming sheet metal*, Z.Marciniak, K.Kuczynski, Int. J. Mech. Sci. 9 (1967) 609
- [Mesarovic95] *Dynamic strain aging and plastic instabilities*, S. Mesarovic, J. Mech. Phys. Solid, 43 (1995) 671–700
- [Mirone10] *A local viewpoint for evaluating the influence of stress triaxiality and Lode angle on ductile failure and hardening*, G.Mirone, D.Corallo, Int. J. Plast., 26 (2010) 348–371
- [McClintock68] *A criterion for ductile fracture by the growth of holes subjected to multiaxial stress states*, F.McClintock, J. App. Mech., 32 (1968) 363–371
- [McCormick88] *Theory of flow localization due to dynamic strain ageing*, P. McCormick, Acta Metall., 36 (1988) 3061–3067
- [Oyane80] *Criteria for ductile fracture and their application*, M.Oyane, T.Sato, K.Okimoto, S.Shim, J. Mech. Work. Tech., 4 1 (1980) 65–81
- [Nahson08] *Modification of the Gurson Model for shear failure*, K.Nahshon, J.W.Hutchinson, Eur. J. Mech. Sol., 27 (2008) 1–17
- [Rapport_Goncalvès] *Capitalization report on the Formability prediction of XIP1000*, J.Goncalvès, R&D Automotive Products, ArcelorMittal, 2009
- [Rice69] *On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields*, J.Rice, D.Tracey, J. Mech. Phys. Sol., 17 (1969) 201–217
- [Rice76] *Limits to ductility set by plastic flow localization*, J.Rice, A.Needleman, Mech. Sh. Metal Form., (1978)
- [Rudnicki75] *Conditions for the localization of deformation in pressure-sensitive dilatant materials*, J.W.Rudnicki, J.R.Rkcej. Mech. Phys. Solids, 23 (1975) 371–394
- [Stoughton04] *Review of theoretical models of the strain-based FLD and their relevance to the stress-based FLD*, T.B.Stoughton, X.Zhu, Int. J. Plasticity, 20 (2004) 1463–1486
- [Swift52] *Plastic instability under plane stress*, H.W.Swift, J. Mech. Phys. Solids, (1952)
- [Tvergaard84] *Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar*, V.Tvergaard, A.Needleman, Acta Metall., 32 (1984) 157–169
- [Vallellano06] *Failure Prediction in Stretched Sheets of Aluminium 2024-T3*, C. Vallellano, C.Guzman, J.Garcia-Lomas, Mat. Sci. For., 526 (2006) 91–

- [Wierzbicki05] *Calibration and evaluation of seven fracture models*, T.Wierzbicki, Y.Bao, Y.-W. Lee, Y. Bai, Int. J. Mech. Sci., 47 (2005) 719–743
- [Zadpoor09] *Formability prediction of high strength aluminum sheets*, A.A.Zadpoor, J.Sinke, R. Benedictus, Int. J.Plast., 25 (2009) 2269–2297
- [Zhang01] *The morphology of Portevin–Le Chatelier bands: finite element simulation for Al–Mg–Si*, S.Zhang, P.G.McCormick, Y.Estrin, Acta Mat., 49 (2001) 1087–1094

Conclusion générale

Contexte de l'étude

Les aciers austénitiques TWIP, à haute teneur en manganèse et en carbone, font partie des aciers développés par ArcelorMittal pour répondre à l'objectif d'allègement des véhicules. Une résistance mécanique supérieure à 1000MPa combinée à une ductilité élevée permettent de réduire l'épaisseur des produits tout en conservant la tenue mécanique de la structure. Les mécanismes de déformation des aciers TWIP sont étudiés depuis le développement des aciers Hadfield dans les années 50. Aujourd'hui l'intérêt suscité par cet acier persiste avec des études qui s'intéressent :

- aux origines de l'effet PLC observé en traction uniaxiale à température ambiante,
- aux mécanismes d'écrouissage, en particulier le rôle du carbone et l'effet Bauschinger,
- aux mécanismes qui expliquent l'activation du maclage mécanique et l'influence de la texture,
- à la détermination de la fraction volumique maclée qui serait le paramètre d'entrée d'un modèle de comportement physique,
- aux phénomènes de corrosion et de fragilisation par l'hydrogène.

Cette étude s'intéresse aux paramètres mécaniques critiques menant à la rupture ductile en mode *slant* des aciers TWIP. Récemment, Chung et al pour la société POSCO ont cherché à caractériser la formabilité de l'acier TWIP et ont montré que les critères en instabilité plastique couramment utilisés ne permettent pas de prédire la rupture de l'acier TWIP. Nous avons vu que cette problématique se rapproche de celle rencontrée pour certains aciers THR qui présentent une rupture ductile sans striction sous certains modes de déformation comme par exemple en pliage sous traction. La particularité de l'acier TWIP est qu'il présente une rupture en mode *slant* dans la majorité des modes de sollicitation. Les aciers TWIP comme les aciers THR, présentent des mécanismes de déformation et une microstructure complexes. Leur influence sur les aspects physiques de l'endommagement sont également étudiés. L'objectif de ce travail est de déterminer un critère de rupture phénoménologique pour prédire la formabilité de l'acier TWIP.

Principaux résultats

L'étude du comportement plastique a mis en évidence la forte capacité de consolidation de l'acier TWIP. La nuance Fe22Mn0.6C présente une résistance supérieure à 1100MPa pour un allongement relatif à rupture d'environ 45%. La nuance Fe17Mn1.0C présente une résistance mécanique de 1300MPa pour un allongement relatif à rupture d'environ 45%. Le comportement plastique de l'acier TWIP se caractérise par une anisotropie en déformations et en contraintes. Des mesures par corrélation d'images ont permis d'évaluer de façon précise les coefficients de Lankford, malgré le caractère hétérogène de la déformation en traction uniaxiale, lié à un mécanisme de pseudo vieillissement dynamique. Un fort effet Bauschinger a également été mesuré.

Une modèle de comportement basé sur le critère de plasticité de Barlat91 et sur une loi d'écrouissage isotrope nous a semblé le mieux adapté pour déterminer les valeurs locales des déformations et des contraintes à rupture pour les différents modes de sollicitation. En effet, le critère de plasticité de von Mises ne permet pas de simuler de façon correcte les

courbes expérimentales. La courbe limite de formabilité a ainsi été établie dans une large gamme de sollicitation, depuis le cisaillement jusqu'à la traction équi-biaxiale.

Dans un deuxième temps, nous avons étudié l'influence de la direction de sollicitation, du mode de sollicitation, de la vitesse de déformation et de la température sur le mode de rupture.

Quel que soit le mode de déformation considéré, la rupture s'effectue en mode *slant* (biseau dans l'épaisseur) sans striction localisée et les faciès de rupture présentent tous les mêmes caractéristiques. A 20°C, ils sont principalement constitués de très fines cupules, de taille inférieure à 0,5µm. Par comparaison avec les faciès de rupture des éprouvettes sollicitées à 400°C, nous montrons que la finesse de ces cupules n'est pas entièrement expliquée par la présence de vanadium. Ces mêmes cupules sont également observées sur les faciès de rupture d'éprouvettes sollicitées à des vitesses de sollicitation élevées pour lesquelles la sensibilité de l'écrouissage à la vitesse est positive. La capacité de consolidation liée au maillage mécanique associée à une taille de grains initiale de 2-3µm semble déterminante pour expliquer la présence de ces cupules.

Des cupules allongées parallèlement au sens long de la tôle, de taille de 5µm à 20µm, ont également été observées sur l'ensemble des faciès de rupture, y compris sur ceux des éprouvettes de traction sollicitées à 400°C. L'endommagement a pour la première fois été observé par microtomographie jusqu'à 1mm derrière le faciès de rupture d'une éprouvette de cisaillement non rainurée. La fraction volumique de cavités mises en évidence par cette technique est faible, de l'ordre de 0,03%. Ce résultat est cohérent avec le fait que peu d'endommagement ait été observé par coupes métallographiques en pointe de fissure arrêtée. La microtomographie nous a permis de caractériser de façon qualitative et quantitative les cupules allongées dans le sens long. Les résultats nous ont conduit à ne pas relier ces dernières à l'initiation de la rupture. La résolution de la microtomographie ne nous a pas permis d'étudier les cupules de taille inférieure à 1µm.

Un critère de rupture phénoménologique a été développé pour prédire de façon correcte la formabilité de l'acier TWIP. Ce critère est basé sur la contrainte équivalente (second invariant) et sur l'angle de Lode (troisième invariant) redéfinis tous deux dans l'équivalent de Barlat. La triaxialité des contraintes n'est pas un paramètre de premier ordre pour décrire la rupture de l'acier TWIP car l'analyse des faciès de rupture montre peu de croissance de cavités avant rupture. Cependant, ce paramètre nous permet de différencier le comportement à rupture en cisaillement de la déformation plane et donc d'améliorer la prédiction du critère de rupture. Des essais sous pression hydrostatique contrôlée seraient nécessaires pour mieux identifier la contribution de la triaxialité des contraintes sur le comportement à rupture.

Un modèle de comportement dérivé du modèle de McCormick a enfin été identifié dans le cadre d'une première étude sur l'influence du mécanisme de pseudo vieillissement dynamique sur la prédiction de la rupture. L'objectif était de montrer que la prise en compte dans le modèle de comportement de la sensibilité à la vitesse de déformation et de la présence de bandes de déformation peut influencer les valeurs locales des contraintes et des déformations à rupture estimées. Nous avons montré que l'optimisation de la géométrie d'éprouvettes de caractérisation de la rupture permettrait de s'affranchir de l'influence des instabilités plastiques.

Perspectives

Il nous semble important de discuter autour de l'applicabilité des critères de rupture identifiés pour la prédiction de la formabilité en emboutissage des aciers TWIP.

L'identification d'une loi de comportement anisotrope associé à un critère de rupture basé sur deux invariants semble dans une première approche améliorer de façon significative la prédiction de la formabilité par rapport à un critère de rupture en instabilité plastique et une loi de comportement basé sur le critère de von Mises. Ce critère a été testé pour prédire la rupture sous différents modes de sollicitation depuis le cisaillement jusqu'à la traction équibiaxiale. Il est nécessaire d'évaluer sa validité pour des modes en rétreint.

Toutefois, l'emboutissage de pièces automobiles peut induire des changements de trajet. L'acier TWIP présentant un fort effet Bauschinger, les contraintes à rupture seraient mal estimées par notre modèle de comportement de référence dans lequel la loi d'écrouissage est purement isotrope. Nous avons toutefois proposé un modèle de comportement qui comporte une loi d'écrouissage mixte isotrope et cinématique identifiée à partir d'essais de cisaillement réversibles. La même démarche que celle développée dans cette étude serait envisageable pour identifier la valeur des constantes du critère de rupture. Il faut noter que la convergence des calculs est plus lente lorsqu'un modèle avec écrouissage cinématique est utilisé, c'est pourquoi nous l'avons écarté compte-tenu du grand nombre de simulations à réaliser et des très faibles changements de trajet des éprouvettes que nous avons utilisées, du moins près de la zone où s'amorcent les ruptures..

A travers l'étude sur l'influence du mécanisme de pseudo vieillissement dynamique sur la rupture, nous n'avons pas recherché à montrer l'influence de ce mécanisme sur les mécanismes physiques d'endommagement. Ce travail pourrait nous aider à mettre en évidence le rôle du vieillissement dynamique sur la rupture en mode *slant*. Nous manquons d'information pour étayer cette discussion car peu d'études abordent ces problématiques. Nous avons montré qu'à 400°C, l'acier TWIP ne présente plus de phénomènes macroscopiques caractéristiques de la présence de vieillissement dynamique. A cette température, une striction localisée est nettement observable sur les éprouvettes de traction uniaxiale. Cependant, nous ne pouvons pas conclure sur le rôle du vieillissement dynamique car la capacité de consolidation de l'acier TWIP est plus faible à 400°C qu'à 20°C et surtout car il n'y a plus de maillage mécanique à cette température. De plus, le mécanisme de pseudo vieillissement dynamique ne peut pas être l'unique facteur expliquant la rupture systématique en mode *slant* de l'acier TWIP car ce mode de rupture est rencontré quelque soit le mode de sollicitation et notamment en l'absence de propagation de bandes de déformation sur de longues distances.

En plus d'une étude sur le rôle du vieillissement dynamique sur la rupture en mode *slant*, il semble également intéressant d'évaluer son influence sur les champs de déformation et de contraintes en emboutissage. En effet, la présence d'instabilités plastiques et d'une hétérogénéité de vitesses de déformation à travers le flan ne sont pas exclues en emboutissage. Le modèle de comportement simulant la présence d'instabilités plastiques montre alors ici tout son intérêt.

Annexes

ANNEXE 1 : CARACTERISATION MECANIQUE EN TRACTION UNIAXIALE

ANNEXE 2 : COMPLEMENTS DE BIBLIOGRAPHIE AU CHAPITRE 3

ANNEXE 3 : MISE EN ŒUVRE NUMERIQUE POUR L'IDENTIFICATION DE LA LOI DE COMPORTEMENT

ANNEXE 4 : PRESENTATION ET IDENTIFICATION DES MODELES DE COMPORTEMENT AVANT LES CHOIX DE SIMPLIFICATION (NUANCE FE22MN0.6C)

ANNEXE 1 : CARACTERISATION MECANIQUE EN TRACTION UNIAXIALE

Cette annexe présente l'ensemble des courbes de caractérisation du comportement mécanique en traction uniaxiale pour les deux nuances. Les courbes nominales de traction, à une vitesse de déformation donnée, superposent les résultats des essais réalisés dans les sens long, travers long et diagonal de la tôle. Chaque essai a été doublé, c'est pourquoi deux courbes par sens de prélèvement sont présentées sur chaque graphique. Globalement, ces deux courbes se superposent parfaitement et seul l'allongement à rupture n'est pas reproductible, comme discuté dans le Chapitre 3.

Dans cette annexe, figure également l'ensemble des courbes de distribution instantanée des déformations longitudinales et latérales mesurées au cours des essais de traction uniaxiale par corrélation d'images. Elles ont permis d'évaluer les coefficients de Lankford R_0 et R_{90} pour les deux nuances, leurs variations le long du fût de l'éprouvette et au cours de la déformation.

- Courbes nominales en traction uniaxiale pour la nuance Fe22Mn0.6C :

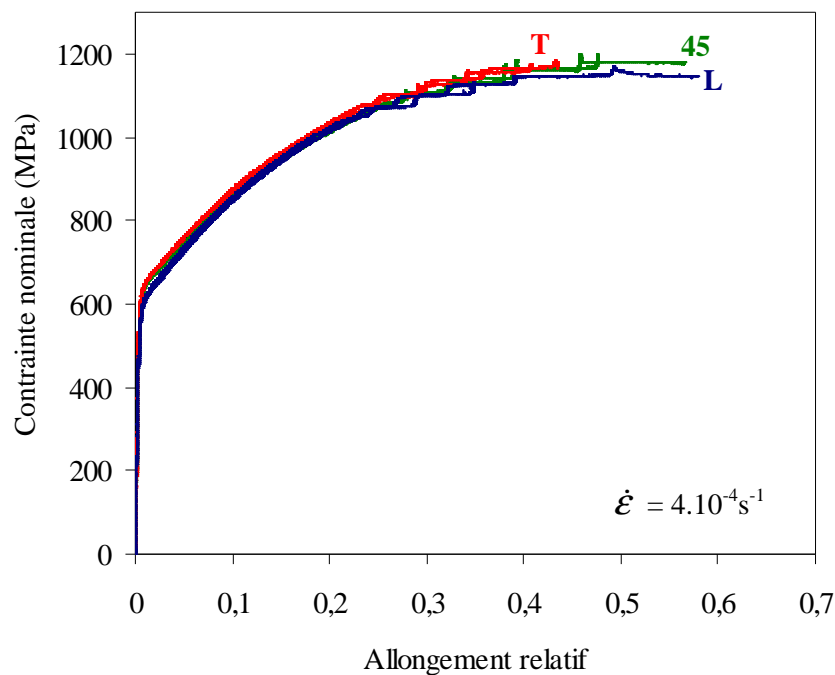


Figure 232 : Courbes nominales de traction à 4.10^{-4} s^{-1} sur la nuance **Fe22Mn0.6C**

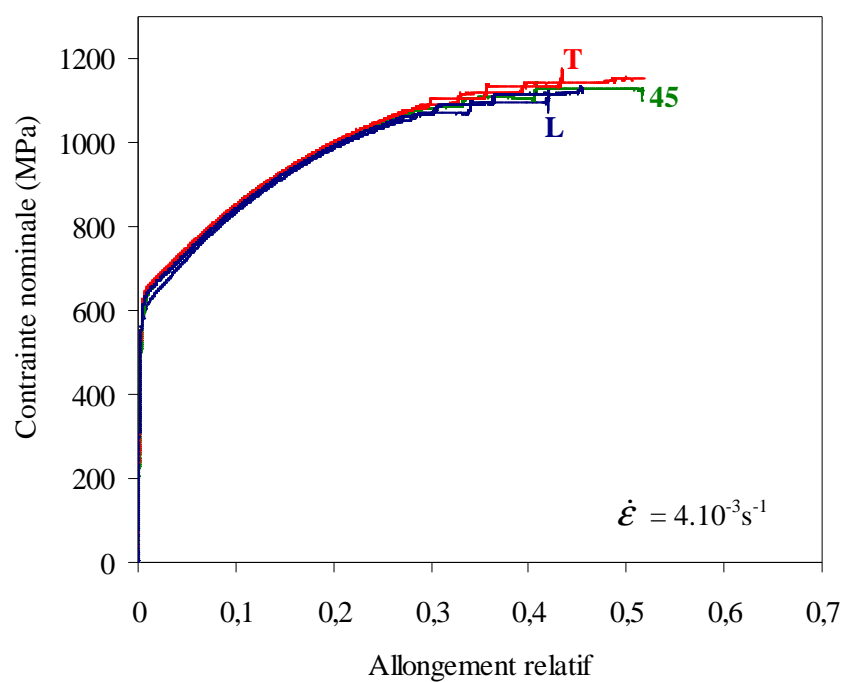


Figure 233 : Courbes nominales de traction à 4.10^{-3} s^{-1} sur la nuance **Fe22Mn0.6C**

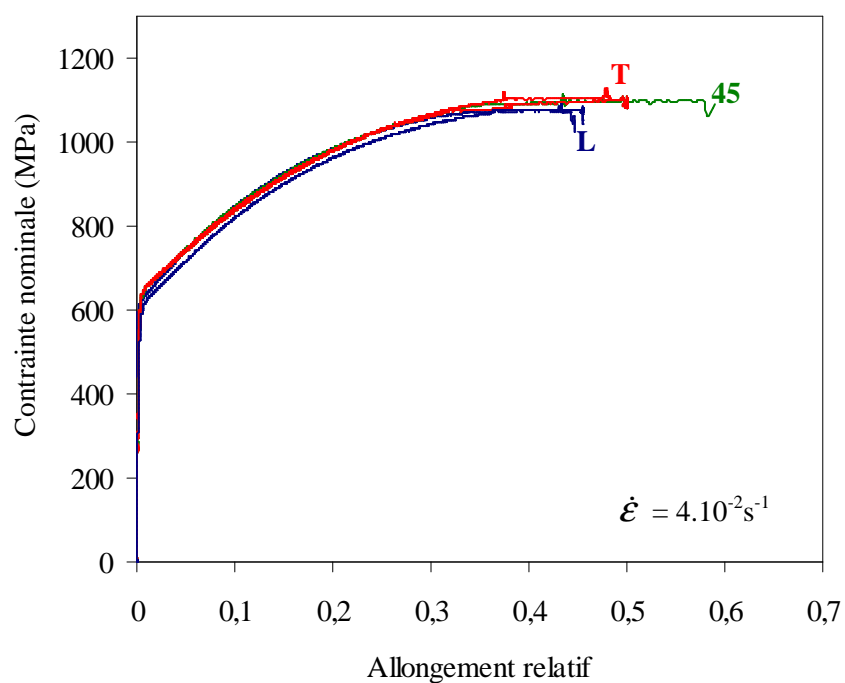


Figure 234 : Courbes nominales de traction à 4.10^{-2} s^{-1} sur la nuance **Fe22Mn0.6C**

- Courbes nominales de traction uniaxiale pour la nuance Fe17Mn1.0C

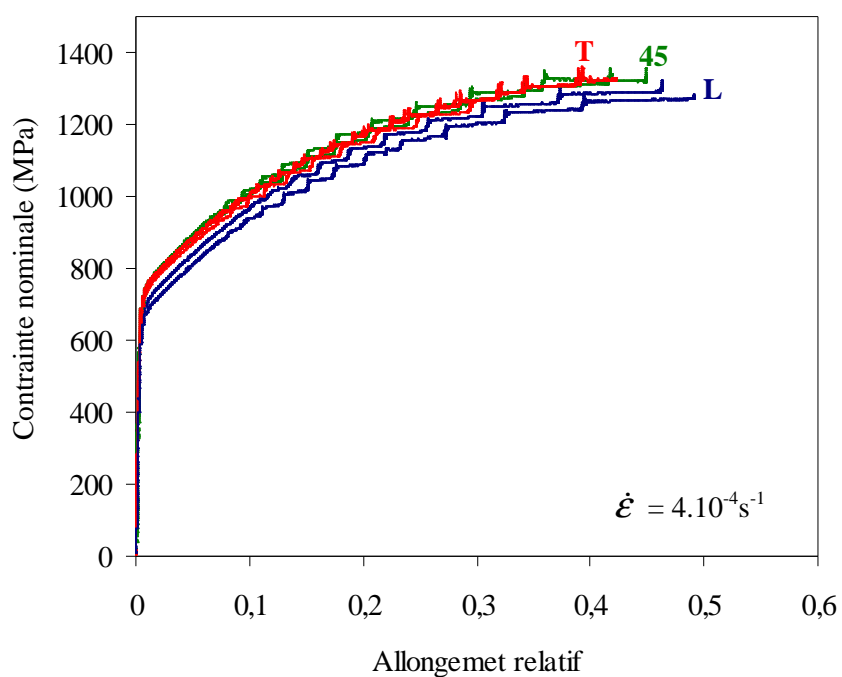


Figure 235 : Courbes nominales de traction à 4.10^{-4} s^{-1} sur la nuance **Fe17Mn1.0C**

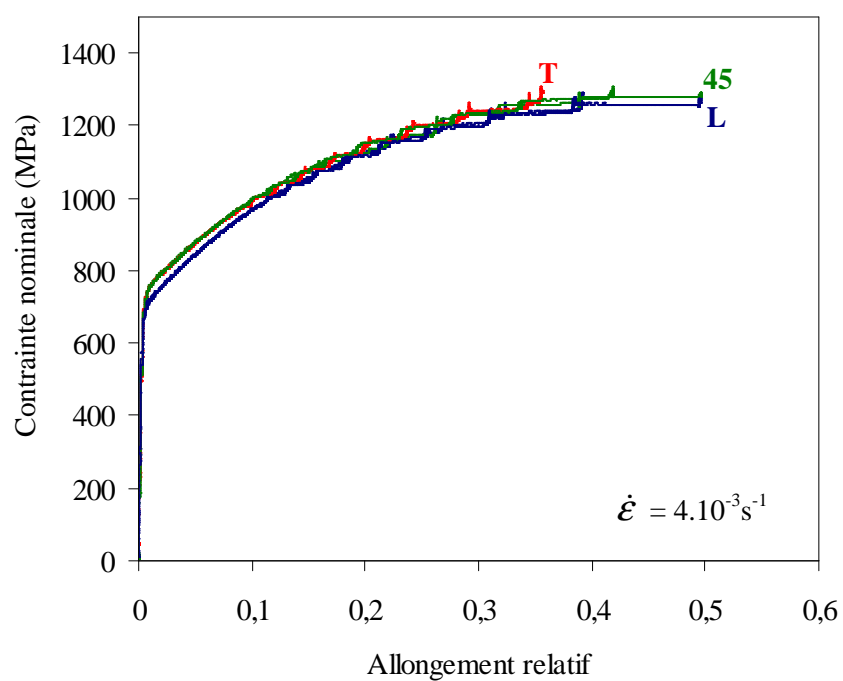


Figure 236 : Courbes nominales de traction à 4.10^{-3} s^{-1} sur la nuance **Fe17Mn1.0C**

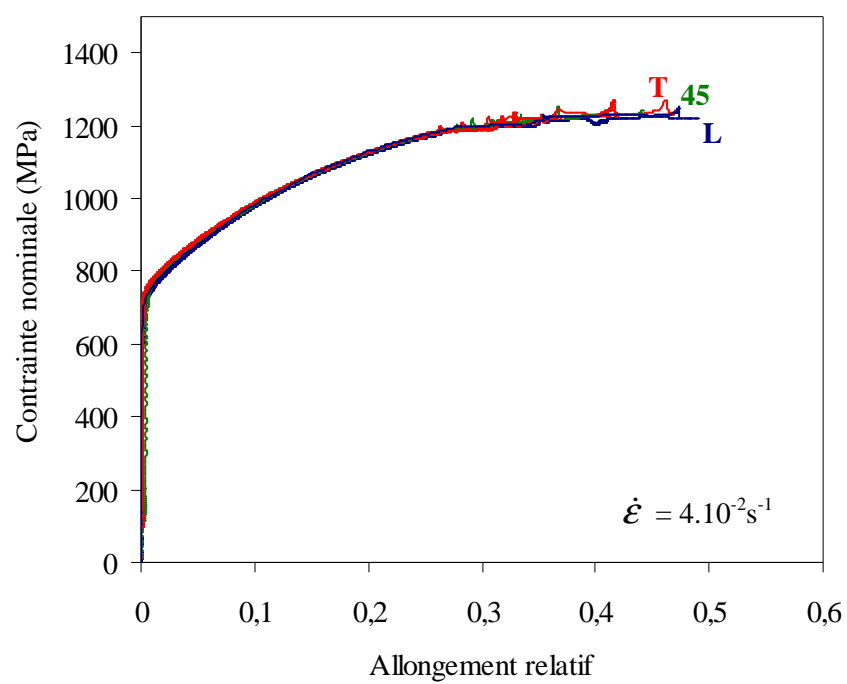


Figure 237 : Courbes nominales de traction à 4.10^{-2} s^{-1} sur la nuance **Fe17Mn1.0C**

- Distribution des déformations longitudinales et latérales le long du fût de l'éprouvette et mesure des coefficients de Lankford pour la nuance Fe22Mn0.6C dans le sens travers long:

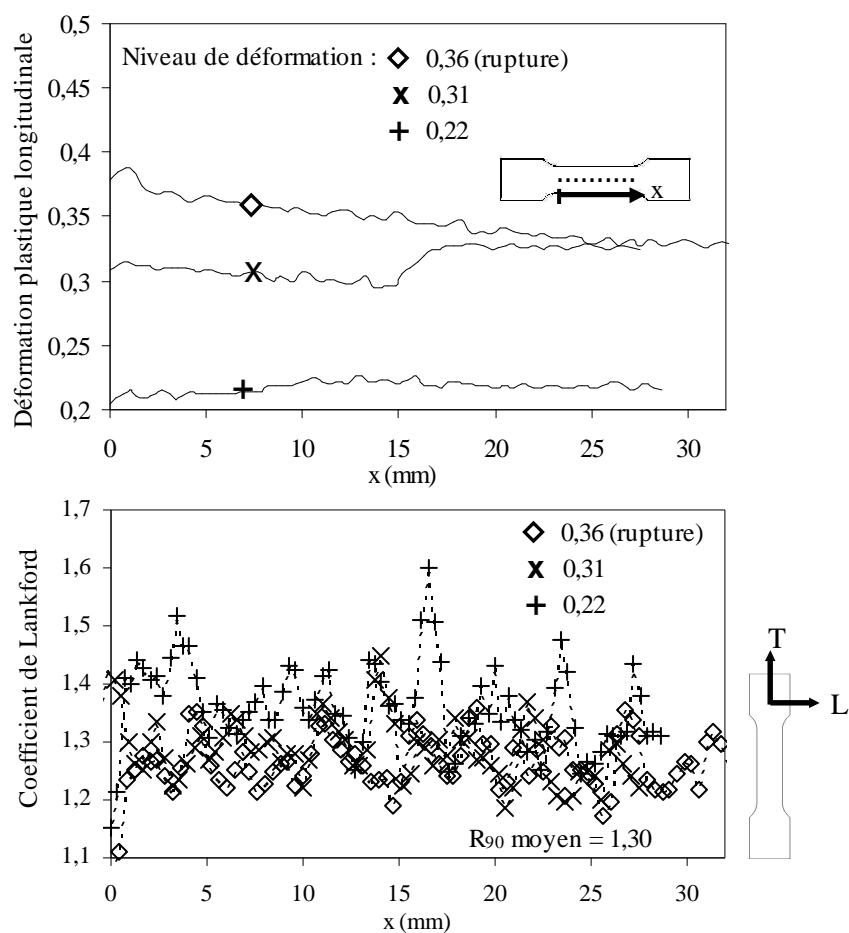


Figure 238 : Déformation plastique longitudinale et coefficient de Lankford le long de l'éprouvette sollicitée en sens travers (Nuance Fe22Mn0.6C)

- Distribution des déformations longitudinales et latérales le long du fût de l'éprouvette et mesure des coefficients de Lankford pour la nuance Fe17Mn1.0C en sens long:

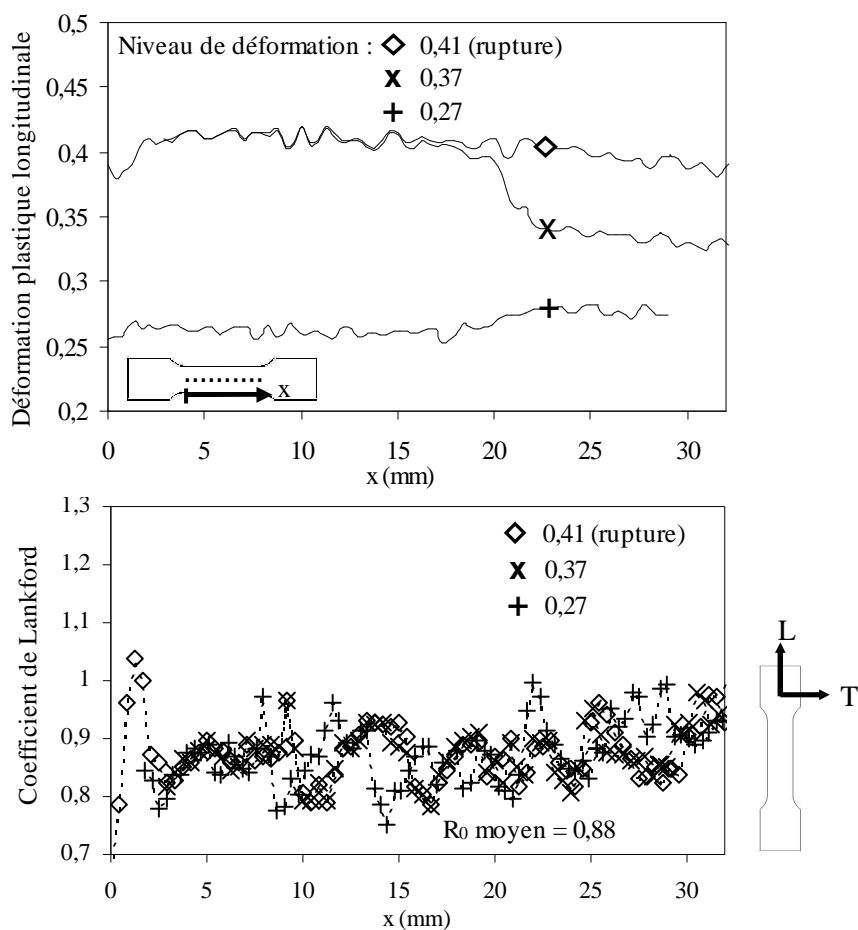


Figure 239 : Déformation plastique longitudinale et coefficient de Lankford le long de l'éprouvette sollicitée en sens travers (Nuance Fe17Mn1.0C)

- Distribution des déformations longitudinales et latérales le long du fût de l'éprouvette et mesure des coefficients de Lankford pour la nuance Fe17Mn1.0C en sens travers long:

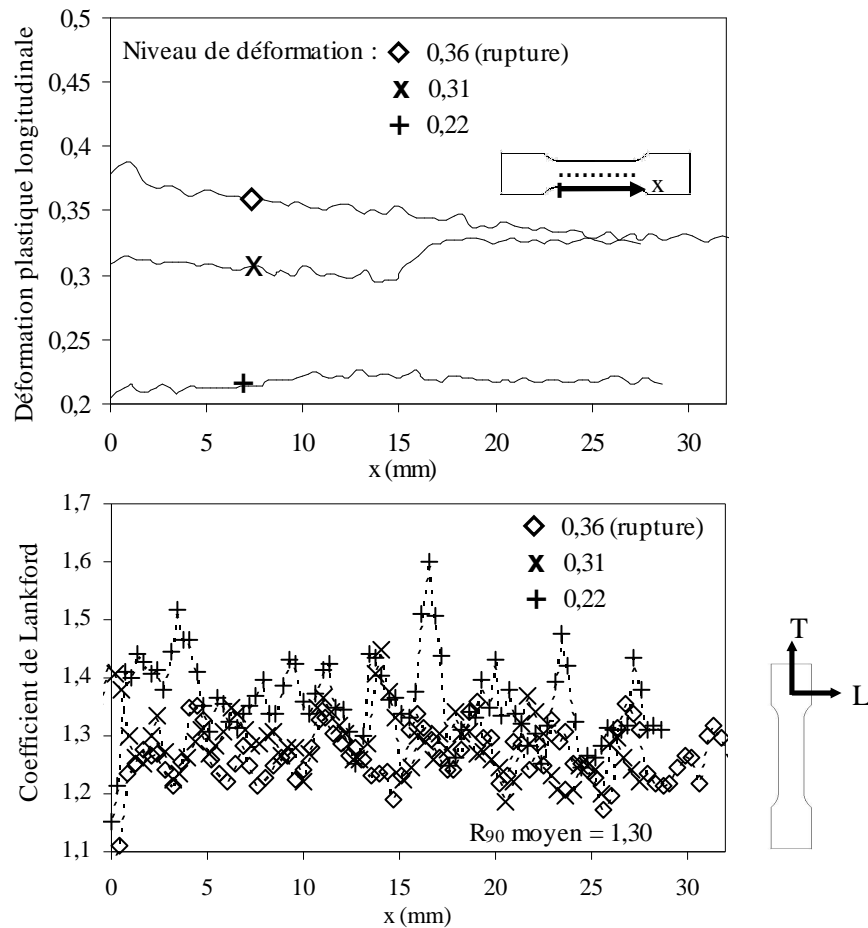


Figure 240 : Déformation plastique longitudinale et coefficient de Lankford le long de l'éprouvette sollicitée en sens travers (Nuance Fe17Mn1.0C)

ANNEXE 2 : COMPLEMENTS DE BIBLIOGRAPHIE AU CHAPITRE 3

L'annexe 2 propose deux compléments de bibliographie au chapitre 3. Le premier détaille le contenu des études réalisés par MatFem et Chung et al concernant l'identification d'un modèle de comportement phénoménologique. Il donne des précisions sur les données expérimentales utilisées pour l'identification et la validation du modèle. Dans ce cadre, plusieurs critères de plasticité sont testés, dont les équations sont rappelées ici.

Le deuxième complément est une revue bibliographique concernant l'asymétrie traction-compression dans les matériaux présentant du maillage mécanique. Celle-ci est laissée en annexe car l'asymétrie de comportement, si elle existe, n'a pas été prise en compte dans cette étude.

- 1) Identification d'un modèle phénoménologique pour la simulation du comportement mécanique de l'acier TWIP.

Deux études, l'une issue de la littérature et l'autre issue d'une société prestataire, proposent l'identification d'un modèle phénoménologique pour simuler le comportement d'un acier TWIP Fe18Mn1.5Al0.5C [Chung11] et Fe18Mn0.6C (MatFem). Les deux études testent plusieurs critères de plasticité : celui de Von Mises, Hill48, Hill90, Barlat91 et Barlat00. Ci-dessous, les équations de ces différents critères de plasticité sont présentées afin de rappeler le nombre de paramètres à identifier et le type de comportement modélisé :

Le critère de plasticité de **Hill48** [Hill48] est une forme générale du critère de Von Mises en orthotropie plastique. C'est un critère très utilisé pour la modélisation du comportement des tôles laminées. La surface de charge dans le cas des contraintes planes est décrite dans les axes d'anisotropie par l'équation :

$$f(\sigma) = (F + H)\sigma_{22}^2 + (G + H)\sigma_{11}^2 - 2H\sigma_{11}\sigma_{22} + 2N\sigma_{12}^2 - \sigma_0^2 \quad (97)$$

$$\text{avec } G = \frac{2}{1 + R_0} ; F = \frac{2R_0}{R_{90}(1 + R_0)} ; N = \frac{(2R_{45} + 1)(R_{90} + R_0)}{R_{90}(1 + R_0)} ; H = 2 - G$$

Les contraintes sont exprimées dans les directions principales d'orthotropie (l'axe 1 est parallèle à la direction du laminage, l'axe 2 à la direction transverse). Il y a trois paramètres indépendants G, F et N.

En axes principaux des contraintes, le critère de Hill48 s'écrit :

$$f(\sigma) = \sigma_I^2 - \frac{2\bar{r}}{1 + \bar{r}}\sigma_I\sigma_{II} + \sigma_{II}^2 - \sigma_0^2 \text{ avec } \bar{r} = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (98)$$

En 1990, Hill publie ce même critère dans le cas des contraintes planes avec une formulation non quadratique (cas orthotropie plane) [Hill90]. La surface de charge de **Hill90** est décrite par l'équation :

$$f(\sigma) = |\sigma_I + \sigma_{II}|^m + A^m |\sigma_I - \sigma_{II}|^m + |\sigma_I^2 + \sigma_{II}^2|^{\frac{m}{2}-1} [B(\sigma_I^2 - \sigma_{II}^2) + C(\sigma_I - \sigma_{II})^2 \cos 2\alpha] \cos 2\alpha - (2\sigma_b)^m \quad (99)$$

$$\text{avec } m = \frac{\ln[2(1 + \bar{r})]}{\ln(2 \frac{\sigma_b}{\sigma_0})}$$

Ce critère introduit un exposant m non entier, 3 paramètres sans dimension A, B et C et la contrainte d'écoulement en traction équiaxiale σ_b . α est l'angle entre l'axe principal du repère orthotrope (le sens du laminage) et l'orientation de la première contrainte principale.

En 1991, Barlat et al ont introduit un critère de plasticité orthotrope pour les cas de contraintes tridimensionnelles [Barlat91]. L'équation décrit la surface de charge de **Barlat91** dans le cas des contraintes planes :

$$f(\sigma) = |\bar{s}_1 - \bar{s}_2| + |\bar{s}_1 + 2\bar{s}_2| + |2\bar{s}_1 + \bar{s}_2| - 2\sigma_v^m \quad (100)$$

\bar{s}_1 et \bar{s}_2 sont les composantes principales d'un tenseur déviatorique modifié $\{\bar{s}_x, \bar{s}_y, \bar{s}_{xy}\}$:

$$\begin{aligned} \bar{s}_x &= \frac{1}{3}[(b+c)\sigma_x - c\sigma_y] \\ \bar{s}_y &= \frac{1}{3}[(b+c)\sigma_y - c\sigma_x] \\ \bar{s}_{xy} &= h\sigma_{xy} \end{aligned} \quad (101)$$

Il y a 4 paramètres a, b, c et h. MatFem utilise une hypothèse normative a+b+c=3 et il n'y a donc que 3 paramètres indépendants à identifier.

Puis, Barlat et al ont introduit un nouveau critère de plasticité en déformations planes afin de mieux décrire des comportements anisotropes [Barlat00]. L'équation suivante décrit la surface de charge de **Barlat00** :

$$f(\sigma) = |s_1 - s_2|^a + |2s_2 + s_1|^a + |2s_1 + s_2|^a - 2\bar{\sigma}^a \quad (102)$$

\bar{s}'_i et \bar{s}''_i sont les composantes principales du tenseur déviatorique \bar{s} modifié par les transformations linéaires suivantes :

$$\begin{aligned} \bar{s}' &= C'.s = C'.T.\sigma = L'.\sigma \\ \bar{s}'' &= C''.s = C''.T.\sigma = L''.\sigma \end{aligned} \quad (103)$$

C' et C'' (et donc L' et L'') contiennent 8 coefficients d'anisotropie indépendants et T transforme le tenseur des contraintes de Cauchy en tenseur déviatorique s .

$$C' = \begin{bmatrix} c'_{11} & 0 & 0 \\ 0 & c'_{22} & 0 \\ 0 & 0 & c'_{66} \end{bmatrix} \quad C'' = \begin{bmatrix} c''_{11} & c''_{12} & 0 \\ c''_{12} & c''_{22} & 0 \\ 0 & 0 & c''_{66} \end{bmatrix} \quad (104)$$

Dans le cadre de l'étude de MatFem, la surface de charge évolue suivant une loi d'écrouissage mixte isotrope et cinématique, l'écrouissage cinématique étant décrit par une loi de type Chaboche. Dans l'étude de Chung et al, un écrouissage purement isotrope est utilisé.

Le Tableau 22 détaille les deux études en termes de données expérimentales et modèles identifiés.

		[MATFEM]	[Chung10]
Nuances		Fe22Mn0.6C Fe17Mn1.0C	Fe18Mn1.5Al0.5C
Données exp.		<ul style="list-style-type: none"> ➤ Lankford R_0, R_{45}, R_{90} ➤ Limites d'écoulement en traction à $\varepsilon_p=0.1$ $\sigma_{T0}, \sigma_{T45}, \sigma_{T90}$ ➤ Limite d'écoulement en traction equibiaxiale σ_H ➤ Limite d'écoulement en cisaillement τ (essai de torsion) 	<ul style="list-style-type: none"> ➤ Lankford R_0, R_{45}, R_{90} ➤ Limites d'écoulement en traction $\sigma_{T0}, \sigma_{T45}, \sigma_{T90}$ ➤ Limite d'écoulement σ_b lors d'un essai de compression sur disque ➤ R_b Rapport de déformations dans le sens long et travers de la tôle lors d'un essai de compression sur disque
Modèle de comportement	Critère de plasticité	<ul style="list-style-type: none"> ➤ Hill48 Identifiés à partir de R_0, R_{45} et R_{90} ➤ Hill90 Identifiés à partir de σ_0, R_0, R_{45} et R_{90} ➤ Barlat91 $a=8$, les 3 paramètres anisotropes sont identifiés sur toutes les données expérimentales ➤ Barlat00 L'exposant a et les 8 paramètres anisotropes sont identifiés sur toutes les données expérimentales. 	<ul style="list-style-type: none"> ➤ Von Mises ➤ Hill48 Identifiés à partir de R_0, R_{45} et R_{90} ➤ Barlat00 L'exposant a et les 8 paramètres anisotropes sont identifiés sur toutes les données expérimentales.
	Ecrouissage isotrope	$\sigma = a - (a - \sigma_0) \exp(-cp^n)$ (Hocket and Sherby)	$\sigma = a(\varepsilon_0 + p)^n$ (Swift)
	Ecrouissage cinématique	Oui, identifié sur un essai de traction - compression	non

Tableau 22 : Procédure expérimentale et modèles de comportement dans les études de MatFem [Rapport_Goncalves] et Chung et al [Chung10]

2) Etat de l'art sur l'asymétrie traction – compression des matériaux présentant du maclage mécanique

Dans l'étude de MatFem, l'acier TWIP présente une asymétrie de comportement : les contraintes en compression uniaxiale monotone sont supérieures aux contraintes en traction uniaxiale monotone (pour une direction de la tôle donnée).

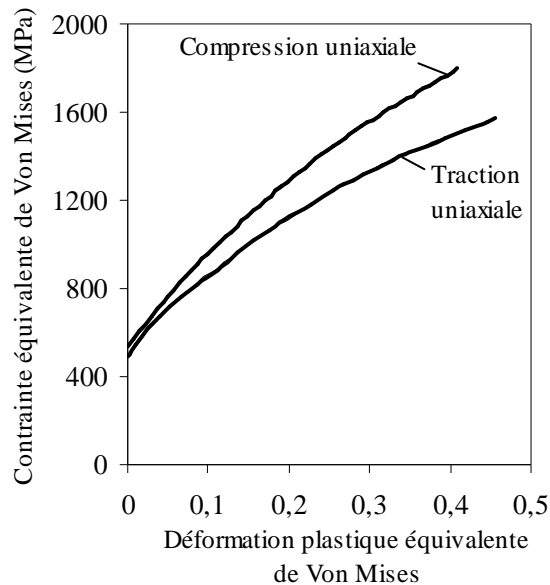


Figure 241 : Courbes « Contrainte – Déformation équivalentes de von Mises » en traction uniaxiale et compression uniaxiale pour la nuance Fe22Mn0.6C. La traction est effectuée dans le sens long, la compression dans l'épaisseur de la tôle [Rapport_Goncalvès]

Généralement cette asymétrie est liée à une sensibilité à la pression hydrostatique, imputable à un changement de volume lors de la déformation inélastique. Mais cette théorie n'est valable que pour les matériaux sensibles à la pression hydrostatique. Dans le cas d'une déformation par maclage ou par glissement de dislocations, la déformation plastique s'effectue sans changement de volume mais ceci n'exclut pas l'existence d'une asymétrie traction-compression.

L'une des origines possibles chez les CFC est l'effet de la taille de grains quand celle-ci est faible, typiquement devient inférieure au micromètre. Dans ce cas, l'asymétrie est liée à la très faible longueur des empilements de dislocations aux joints de grains et ceux-ci se déforment alors avec d'autres mécanismes physiques. Quand la taille de grain augmente et devient de l'ordre de plusieurs microns, les limites d'écoulement sont égales (Figure 242). Par exemple, avec un alliage Fe-10Cu de taille grains $1,4\mu\text{m}$, la contrainte d'écoulement en compression est supérieure d'environ 25% à celle en traction [Cheng2003]. Dans le cas des nuances d'acier TWIP étudiées, la taille de grains est d'environ $2\text{-}3\mu\text{m}$, c'est-à-dire dans les cas où l'asymétrie des limites d'écoulement en traction et compression est négligeable.

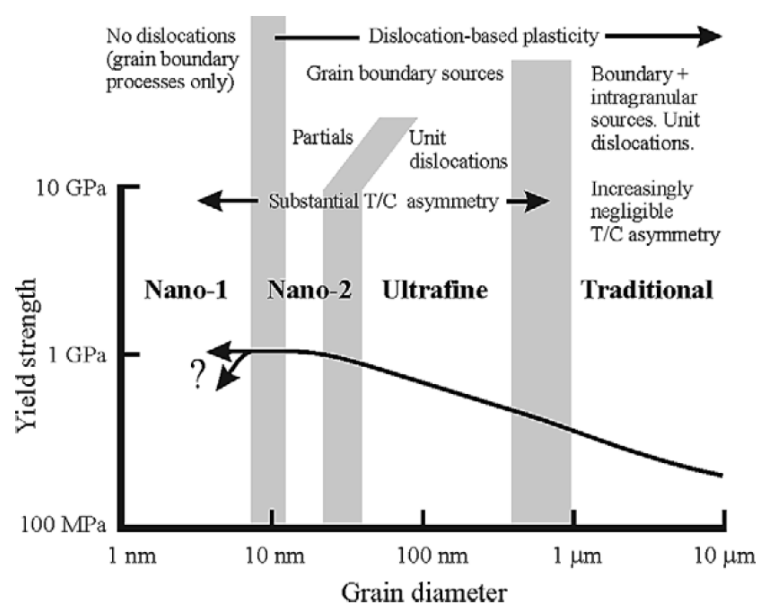


Figure 242 : Mécanisme de déformation pour un métal de structure CFC (limites d'écoulement du cuivre) [Cheng03]

Cette asymétrie de comportement est également observée dans le cas de matériaux insensibles à la pression hydrostatique et apparemment isotropes comme l'acier TWIP. On parle alors de *Yield differential effect* ou *Strenght Differential effect* (effet SD). Le Tableau 23 répertorie différentes études expérimentales s'intéressant à l'asymétrie de comportement de matériaux se déformant par glissement des dislocations et maillage mécanique. La Figure 243 présente la courbe de traction et de compression de l'une de ses études sur un acier Hadfield. L'asymétrie traction/compression est présente dès la limite d'élasticité.

Refs.	Matériaux	Ecart traction/compression à 20°C (sens long)
[Adler85]	Hadfield Fe12.9Mn1.18C	σ_{0c} supérieure de 10% à σ_{0t}
[Hutchinson06]	Hadfield Fe13.9Mn1.02C	σ_{0c} légèrement supérieure à σ_{0t}
[Cazacu04]	Mg texturé Mg-0.5%Th Mg-4%Li	à $\varepsilon=1\%$, σ_c inférieure de 60% à σ_t à $\varepsilon=1\%$, σ_c inférieure de 42% à σ_t à $\varepsilon=1\%$, σ_c inférieure de 30% à σ_t
[Jiang07]	Base Mg (+Al,+Zn)	σ_{0c} inférieure de 70% à σ_{0t}
[Lee08]	Alliage Mg	σ_{0c} inférieure de 50% à σ_{0t}

Tableau 23 : Liste d'études s'intéressant à l'effet SD (σ_0 est la limite d'écoulement, « c » en compression et « t » en traction)

De nombreuses études se sont portées sur le **cas du magnésium ou des alliages de magnésium** présentant une structure hexagonale compacte. Dans les études précédemment citées (Tableau 23), les contraintes lors d'un essai de traction sur un alliage de magnésium sont supérieures à celles induites par un essai de compression. Ces matériaux ont une forte anisotropie cristalline liée à la faible symétrie du cristal. Le comportement de ce matériau est donc fortement dépendant de la texture initiale d'où la présence d'une asymétrie de la limite d'écoulement. Dans le cas d'un matériau de structure CFC, la basse symétrie de la

structure cristalline n'est pas présente. De plus, D.Barbier a relevé une faible texture initiale ce qui explique pourquoi l'asymétrie sur la limite d'écoulement est faible.

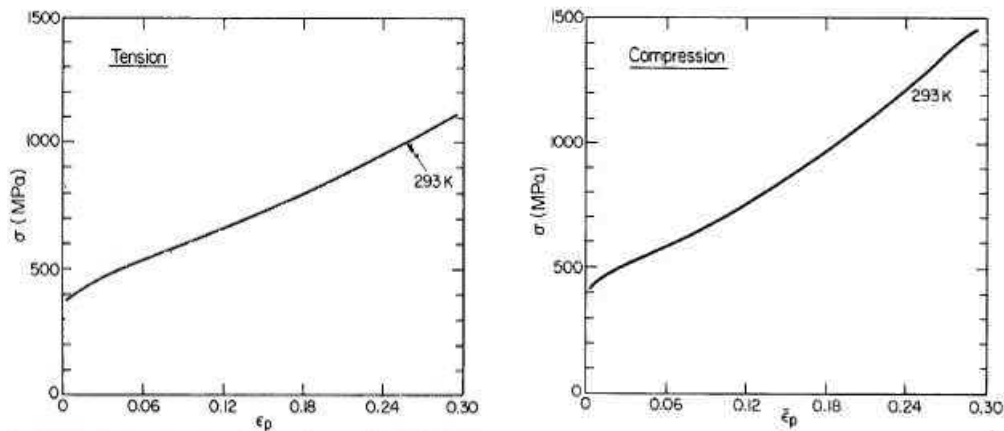


Figure 243 : Contrainte – déformation plastiques rationnelles lors d'un essai de traction et de compression sur un acier Hadfield, à température ambiante [Adler75]

Récemment, Hutchinson et al ([Hutchinson06]) se sont intéressés plus particulièrement à l'asymétrie de comportement d'un **acier Hadfield** (asymétrie d'écrouissage). Les contraintes d'écoulement en compression sont supérieures à celles générées par un essai de traction. Ces auteurs ont mesuré l'évolution de la densité de dislocations avec la déformation et montrent que leur accumulation est plus importante que dans les autres aciers de structure CFC. Ils mesurent également une densité de dislocations similaire en traction et en compression. Si l'asymétrie n'est pas liée à une densité de dislocations différente en traction par rapport à la compression, ils en déduisent que l'asymétrie est liée à un effet du maillage et s'appuient sur les travaux de Adler et al ([Adler85]).

Adler et al ([Adler85]) ont étudié l'effet des macles sur le développement de la texture. En traction, le maillage contribue de façon préférentielle au développement de la fibre $\langle 111 \rangle$ (résultat similaire à celui de [Barbier09]) alors que c'est la fibre $\langle 110 \rangle$ qui est favorisée en compression (Figure 244).

Adler et al ne mesurent pas de différence significative de la fraction volumique de macles après une déformation en compression ou en traction. L'asymétrie n'est donc pas liée à une différence de « quantité » de macles mais liée à ce que le maillage mécanique engendre lorsque la sollicitation est en compression ou en traction. En effet, le facteur de Taylor pour la fibre $\langle 110 \rangle$ (développée de façon préférentielle en compression) est supérieur au facteur de Taylor pour la fibre $\langle 111 \rangle$ (développée de façon préférentielle en traction). En compression, le maillage engendre un glissement difficile des dislocations dans les grains maillés tandis qu'en traction, le glissement des dislocations est favorisé. Ils en déduisent que, pour une fraction de macles similaire, le développement de la texture associé au maillage a une faible contribution à l'écrouissage en traction et une forte contribution en compression. De la même façon, Yang et al ([Yang06]) concluent qu'en compression le maillage favorise des orientations cristallines qui facilitent le glissement (plus qu'en traction). De ces études, on déduit donc surtout une asymétrie portant sur l'écrouissage et non sur la surface de charge.

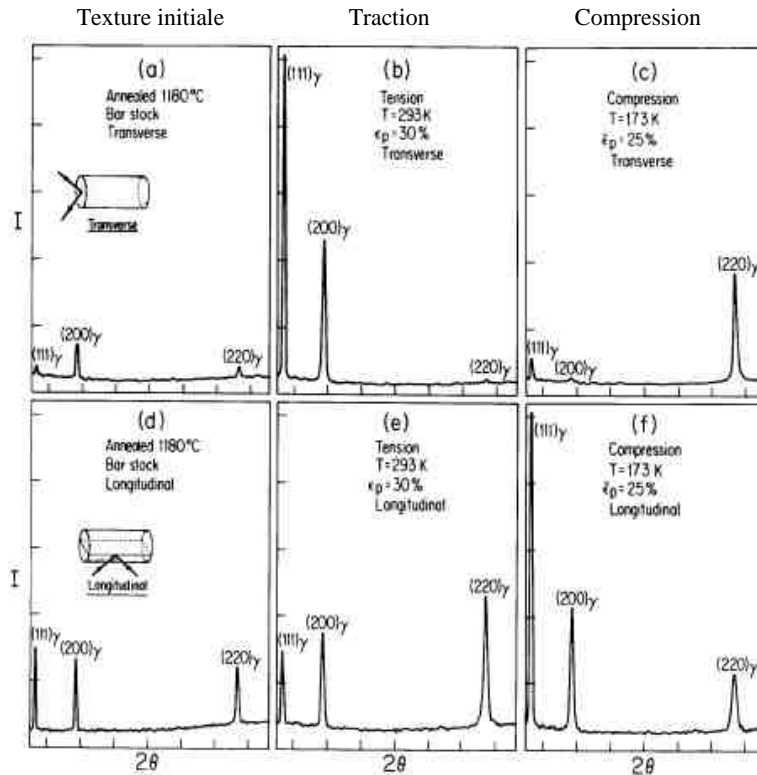


Figure 244 : Diffractogramme θ - 2θ des rayons X montrant l'intensité des réflexions (111), (200) et (220) d'un acier Hadfield en sens long et travers, (a) brut et après un essai de (b) traction et de (c) compression [Adler85]

Concernant la modélisation numérique de ce type de comportement, Cazacu et al ([Cazacu04], [Cazacu06], [Cazacu08]) proposent un modèle phénoménologique pour simuler l'asymétrie traction/compression et l'appliquent à un alliage de magnésium de structure hexagonal compacte.

- En 2004, ils développent tout d'abord un critère isotrope basé sur l'invariant du tenseur déviatorique, avec un paramètre matériau c défini par :

$$c = 3\sqrt{3}(\sigma_t^3 - \sigma_c^3) / 2(\sigma_t^3 + \sigma_c^3) \quad (105)$$

σ_c et σ_t sont les limites d'écoulement en compression et traction, et sont les mêmes dans toutes les directions. Avec $c=0$ ($\sigma_c = \sigma_t$) => Mises et $c=0.92$ (contraintes planes) => Hosford 73

La Figure 245 présente la surface de charge dans le plan (σ_1, σ_2) (Contraintes planes) et dans le plan (σ, τ) dans les cas suivants :

$$1) \sigma_c > \sigma_t \left(\frac{\sigma_t}{\sigma_c} = \frac{3}{4} \right), 2) \sigma_c = \sigma_t \left(\frac{\sigma_t}{\sigma_c} = \frac{4}{4} \right), 3) \sigma_c < \sigma_t \left(\frac{\sigma_t}{\sigma_c} = \frac{5}{4} \right)$$

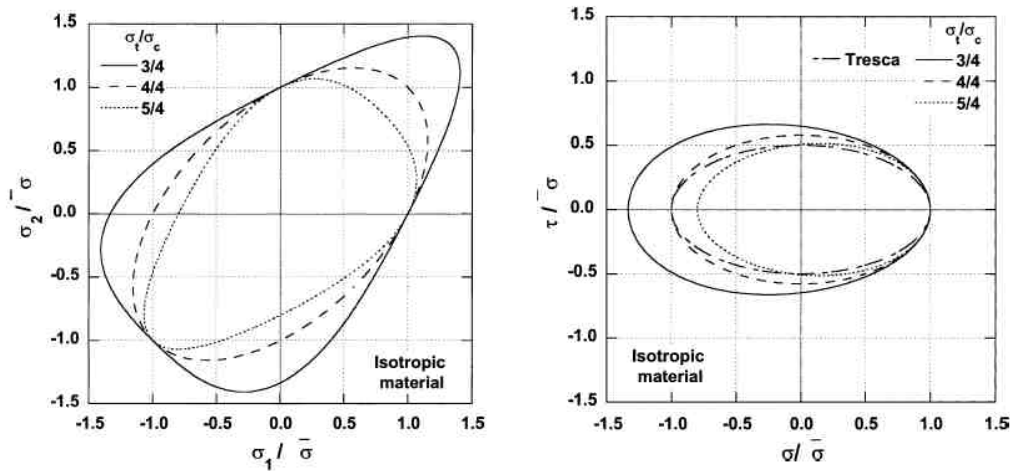


Figure 245 : Surface de charge [Cazacu04] pour un matériau présentant une asymétrie traction/compression.

Ce critère a été étendu pour des matériaux orthotropes pour décrire l'anisotropie en plus de l'asymétrie. Pour ce modèle, 11 paramètres matériaux sont à identifier. Les auteurs parviennent à de bons résultats pour des simulations de trajet monotone mais les coefficients anisotropes ne sont valables que pour une déformation plastique équivalente donnée (qui correspond à un effet texture donné). Ce modèle n'a pas été validé sur des essais avec des trajets complexes.

- Le maillage mécanique et l'évolution de la texture impliquent un changement de forme de la surface de charge avec la déformation plastique cumulée. Ces mêmes auteurs se sont intéressés à cette problématique dans le cas d'un matériau de structure hexagonale compacte (Zirconium). L'objectif est de prendre en compte l'évolution de l'anisotropie due à la texture lors de chargements monotones [Cazacu06]. Les coefficients d'anisotropie du modèle de Cazacu et al [Cazacu04] sont alors régis par des lois d'évolution obtenues à partir de données expérimentales et intégrés en interpolant les résultats d'un modèle de plasticité cristalline.

L'étude de D.Barbier ([Thèse Barbier]) sur l'évolution de la texture et de la microstructure avec la déformation en traction et l'étude expérimentale de la société MATFEM montrent que l'acier TWIP étudié possède une anisotropie qui évolue également avec la déformation plastique. Ce type de modèle s'avère donc intéressant. Cependant, il inclut un modèle de plasticité cristalline avec une technique d'interpolation dans le modèle phénoménologique simulant l'anisotropie et l'asymétrie. Ce dernier impose déjà l'identification de 11 paramètres. Dans son ensemble, ce modèle est donc très conséquent en taille et en complexité et s'applique à des déformations plus faibles que dans notre cas.

ANNEXE 3 : MISE EN ŒUVRE NUMERIQUE POUR L'IDENTIFICATION DE LA LOI DE COMPORTEMENT

Cette annexe présente les maillages utilisés pour la simulation des essais de traction sur éprouvettes entaillées lors de l'identification de la loi de comportement. Ainsi, les Figure 246, Figure 247 et Figure 248 présentent les maillages pour les éprouvettes respectivement de rayon d'entaille $r = 0,5\text{mm}$, $r = 1\text{mm}$ et $r = 2\text{mm}$. Pour chacune des figures, la géométrie de l'éprouvette expérimentale est rappelée. Comme mentionné dans le Chapitre 3, un huitième de l'éprouvette est maillé. Les conditions aux limites sont présentées Figure 249a. Le maillage étant extrudé jusqu'à demi épaisseur de la tôle, les déplacements de l'une des faces du maillage (dans le plan (1, 2)) ne sont pas autorisés dans la direction 3.

Chaque figure présente deux maillages, l'un grossier (Maillage 1) et l'autre plus fin (Maillage 2). Le forme du maillage 2 est similaire à celle du maillage 1 mais chaque maille a été divisée par 8. La Figure 249b compare la courbe « Charge – Ouverture de l'entaille » obtenue numériquement avec les deux maillages (avec par exemple, une éprouvette entaillée de rayon 2mm). Celle-ci n'est pas influencée par la taille de mailles. C'est pourquoi, c'est le maillage 1 qui a été utilisé dans le cadre de l'identification des paramètres du modèle afin de réduire le temps de calcul.

En revanche, dans le chapitre 4, l'étude des champs de contraintes et de déformations à la rupture nécessite de relever des valeurs locales au sein du maillage. Pour obtenir des mesures précises, ce travail a été effectué sur le maillage 2.

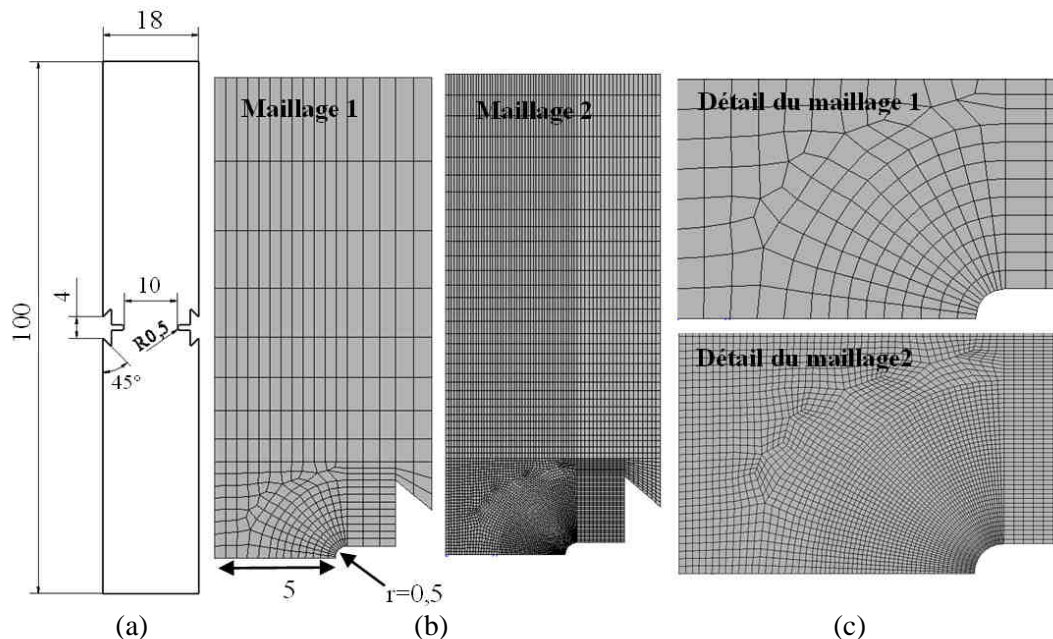


Figure 246 : a) Géométrie de l'éprouvette expérimentale de rayon d'entaille $r=0,5\text{mm}$, b) Vues d'ensemble des deux maillages proposés et c) détails de la zone entaillée

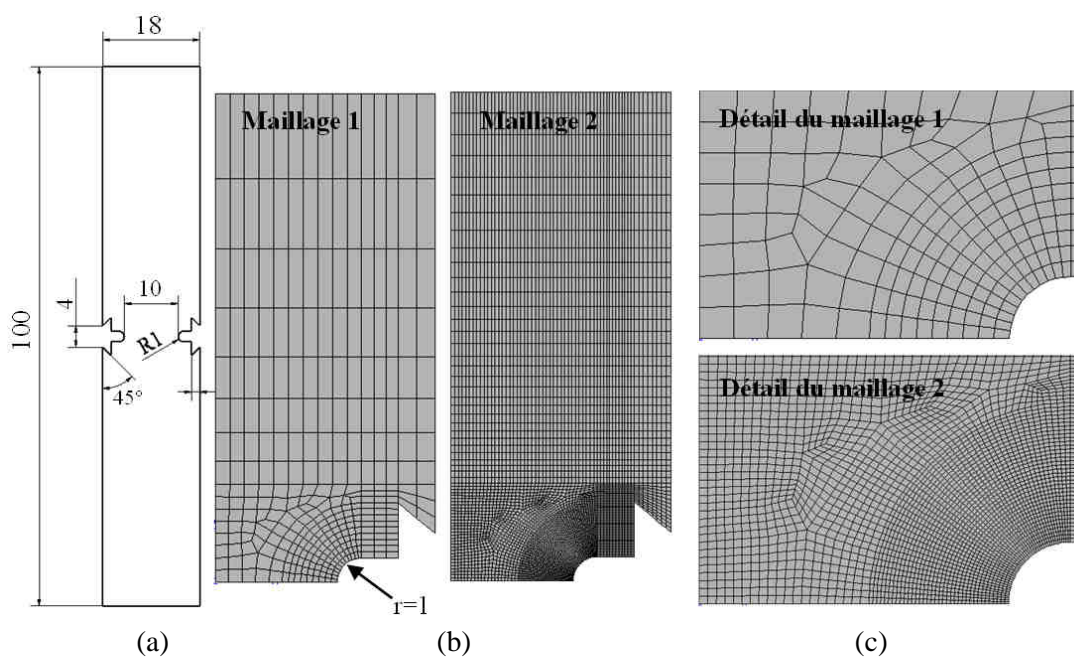


Figure 247 : a) Géométrie de l'éprouvette expérimentale de rayon d'entaille $r=1\text{mm}$, b) Vues d'ensemble des deux maillages proposés et c) détails de la zone entaillée

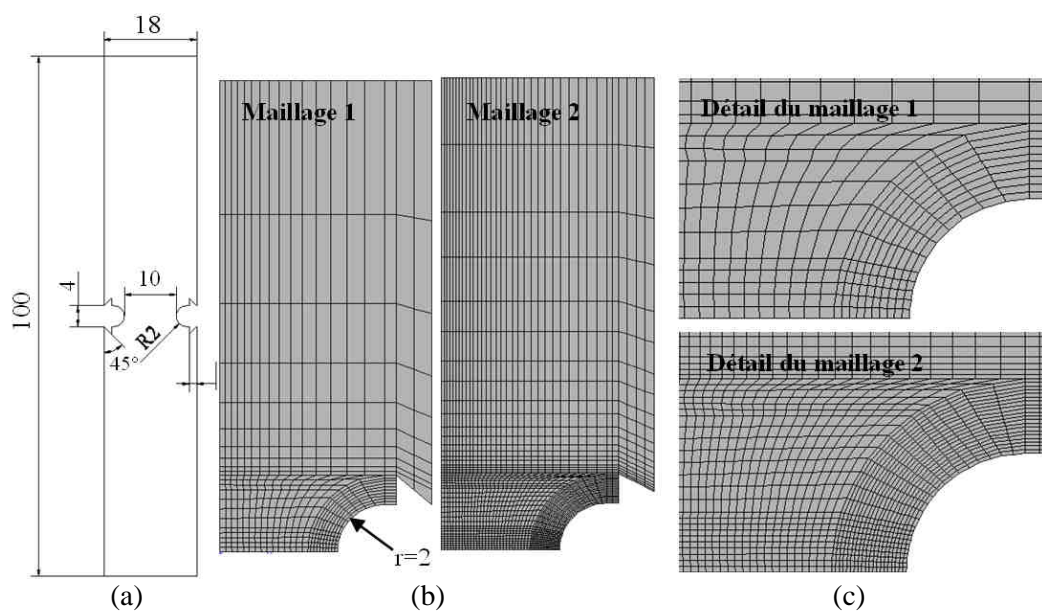


Figure 248 : a) Géométrie de l'éprouvette expérimentale de rayon d'entaille $r=2\text{mm}$, b) Vues d'ensemble des deux maillages proposés et c) détails de la zone entaillée

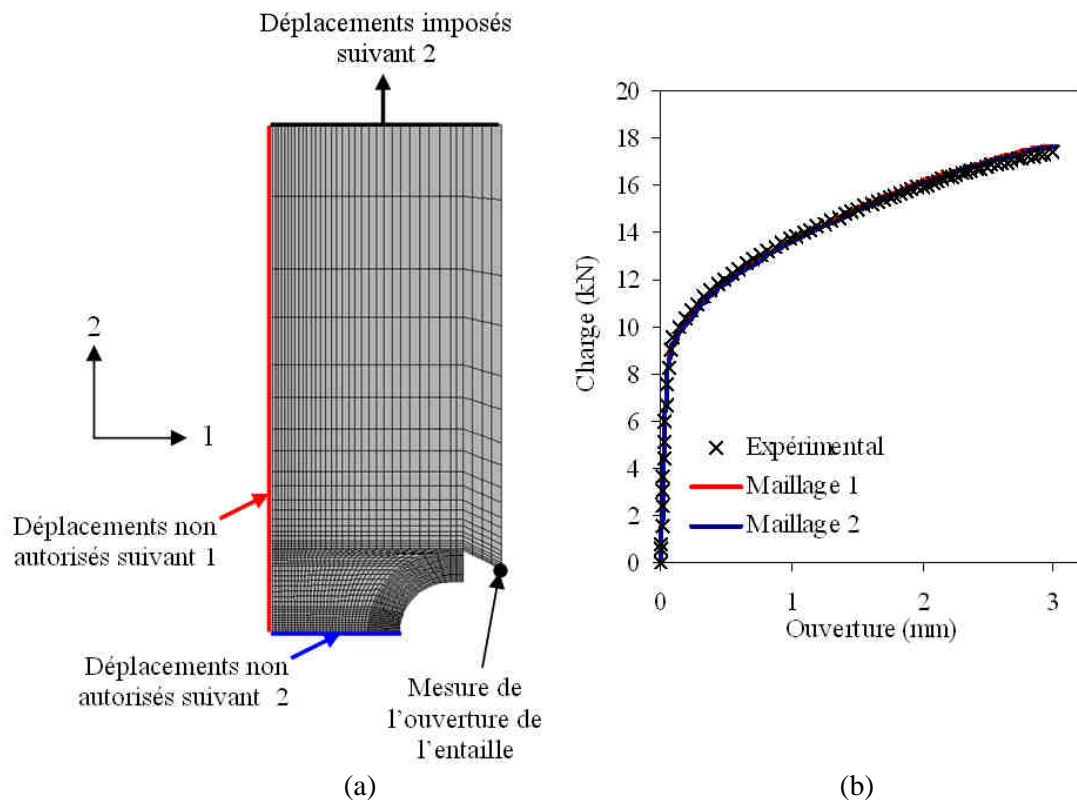


Figure 249 : a) Conditions aux limites dans le plan (1,2), b) Courbes « Charge – Ouverture de l'entaille » expérimentale et simulée avec les deux maillages (r=2mm)

**ANNEXE 4 : PRESENTATION ET IDENTIFICATION DES MODELES DE
COMPOTEMENT AVANT LES CHOIX DE SIMPLIFICATION
(NUANCE FE22MN0.6C)**

Cette annexe regroupe deux modèles de comportement identifiés à partir de la caractérisation mécanique expérimentale de la nuance Fe22Mn0.6C :

- le modèle « Bron et Besson – écrouissage purement isotrope »
- le modèle « Barlat91 – écrouissage isotrope et cinématique »

1) Modèle de comportement « Bron et Besson – écrouissage purement isotrope »

La surface de charge de Bron et Besson est décrite par 10 paramètres (au lieu de 5 paramètres pour le modèle Barlat91) : a (avec $a = b_1 = b_2$), α et les 8 coefficients d'anisotropie.

L'écrouissage est décrit par une loi purement isotrope à 4 paramètres :

$$R = R_0 + H.p + Q.(1 - e^{-bp}) \quad (106)$$

Le Tableau 24 donne les valeurs des paramètres du modèle de comportement « Bron et Besson – écrouissage purement isotrope », identifiées d'après la procédure présentée au Chapitre 3 – 3.3.1. La Figure 250 compare les surfaces de charge initiales ($\sigma_1; \sigma_2$) et ($\sigma_1; \sqrt{3}\tau$) du modèle de Bron et Besson avec celles de Barlat91 et de Von Mises identifiées au Chapitre 3.

La Figure 251 compare les courbes numériques relatives à l'identification des paramètres matériaux du modèle « Bron et Besson – écrouissage purement isotrope » avec les courbes expérimentales.

La Figure 251 montre que l'adéquation entre les courbes expérimentales et numériques est bonne, l'anisotropie en déformation est notamment parfaitement simulée avec le modèle de Bron et Besson. Les résultats présentés dans le Chapitre 3 montrent que l'utilisation du critère de plasticité Barlat91 ne dégrade pas de façon significative les résultats numériques par rapport à l'identification présentée dans cette annexe. La valeur du paramètre α est ici de 0,63 alors qu'il est fixé à 1 pour l'identification du modèle Barlat91. Dans le modèle de Bron et Besson, les deux fonctions ψ^1 et ψ^2 , et donc les deux tenseurs décrivant l'anisotropie $\underline{\underline{L}}^1$ et $\underline{\underline{L}}^2$, sont utilisées. La Figure 250 montre cependant que la forme de la surface de charge est peu différente de celle décrivant le modèle de Barlat91. Les valeurs des paramètres de la loi d'écrouissage sont donc similaires à ceux obtenus lors de l'identification du modèle « Barlat91 – Ecrouissage purement isotrope ».

Paramètres du critère de plasticité de Bron et Besson				Paramètres de la loi d'écrouissage isotrope	
a	9,95			R_0	600 MPa
α	0,63			H	602 MPa
c_1^1	1,21	c_1^2	0,82	Q	2044 MPa
c_2^1	1,04	c_2^2	1,15	b	2,38
c_3^1	1,11	c_3^2	1,11	Paramètres de la loi de Norton	
c_4^1	1,11	c_4^2	1,40	K	1 MPa
c_5^1	1	c_5^2	1	n	5
c_6^1	1	c_6^2	1		

Tableau 24 : Valeurs des paramètres de la loi de comportement de la nuance Fe22Mn0.6C – Modèle «Bron et Besson + Ecrouissage isotrope»

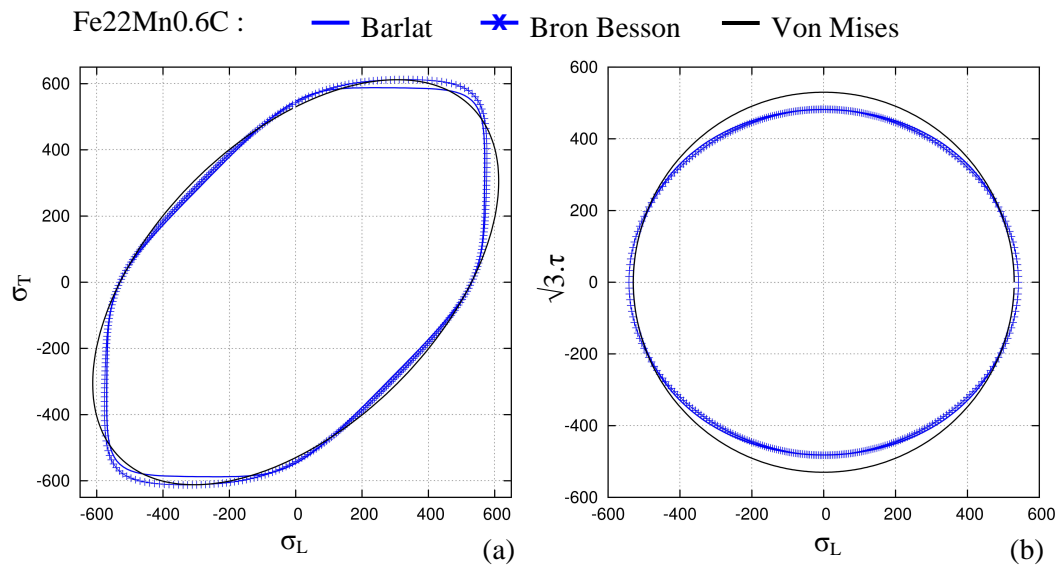


Figure 250 : Surfaces de charge à $p=0$ Barlat91, Bron et Besson et Von Mises pour la nuance Fe22Mn0.6C dans les plans a) $(\sigma_1; \sigma_2)$ et b) $(\sigma_1; \sqrt{3}.\tau)$

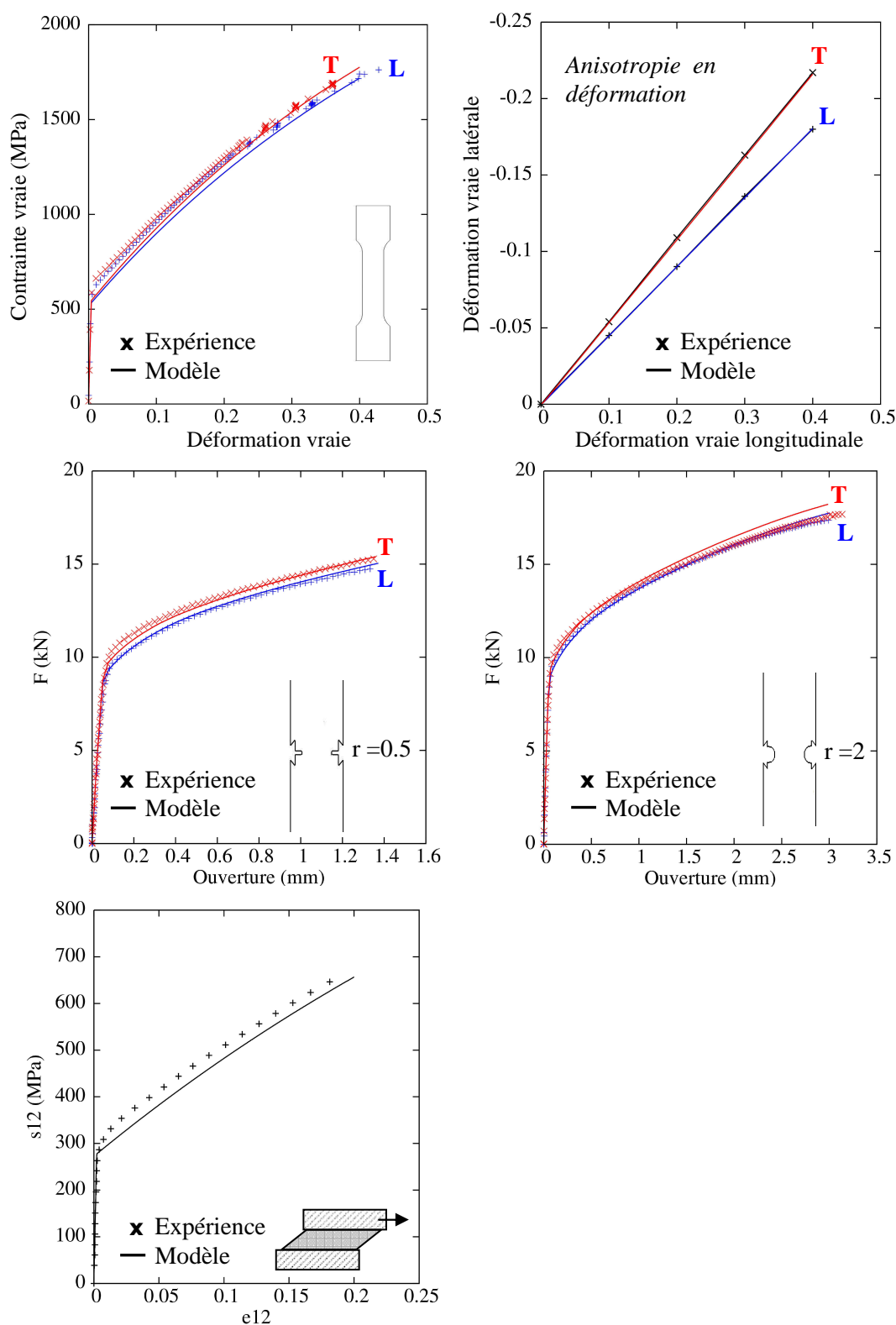


Figure 251 : Simulation des essais de caractérisation mécanique avec le modèle «Bron et Besson - Ecroutissage isotrope» (nuance Fe22Mn0.6C)

2) Modèle de comportement « Barlat91 – écrouissage isotrope et cinématique »

Une loi d'écrouissage cinématique a été intégrée au modèle Bron et Besson d'après la méthode de Shinohara et al [Shinohara10].

L'écrouissage cinématique \underline{X} est décrite par l'équation (2) :

$$\dot{\underline{X}} = \frac{2}{3} C \dot{\underline{\epsilon}}^p - D \underline{X} \dot{p} \quad (107)$$

La loi décrivant l'écrouissage cinématique a été choisie en fonction de l'allure des courbes expérimentales décrites dans le Chapitre 3 - 1.4. Elle comprend une composante linéaire et une composante non linéaire (décrivant un effet saturant). Pour augmenter le degré de liberté de cette composante et de mieux simuler, notamment, les transitions élastoplastiques, nous avons choisi de faire évoluer les paramètres C et D avec la déformation plastique de la manière suivante :

$$D = D_0 - (D_0 - D_1) \times (1 - e^{-p/p_0})$$

$$\frac{2}{3} C = C_0 \times D / D_0 \quad (108)$$

Le rapport C/D (niveau de saturation en contraintes de l'écrouissage cinématique) est constant.

Le Tableau 25 présente les valeurs des paramètres de la loi de comportement « Barlat91 – écrouissage isotrope et cinématique » de la nuance Fe22Mn0.6C . La comparaison des courbes simulées et expérimentales est présentée sur la Figure 252.

Paramètres du critère de plasticité de Barlat91		Paramètres de la loi d'écrouissage isotrope	
a	9,95	R ₀	492 MPa
α	1	H	258 MPa
c ₁ ¹	1,15	Q	1777 MPa
c ₂ ¹	1,08	b	2,58
c ₃ ¹	1,12	Paramètres de la loi d'écrouissage cinématique	
c ₄ ¹	1,16	C ₀	44817 MPa
c ₅ ¹	1	D ₀	349
c ₆ ¹	1	D ₁	70
		C ₁	829
		p ₀	0.015

Tableau 25 : Valeurs des paramètres de la loi de comportement de la nuance Fe22Mn0.6C – Modèle «Barlat91 + Ecrouissage mixte isotrope + cinématique»

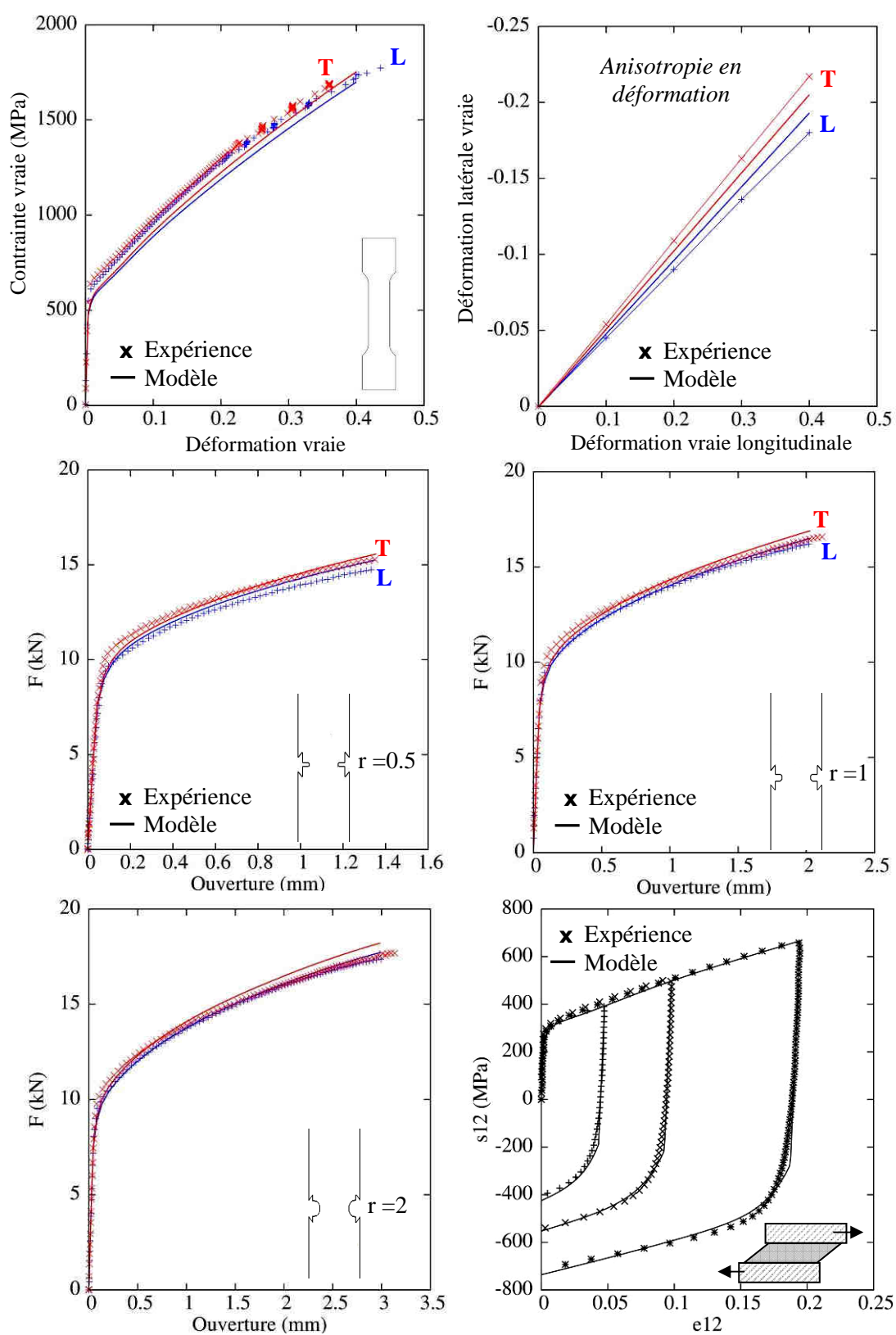


Figure 252 : Simulation des essais de caractérisation mécanique avec le modèle «Bartlat91 + Ecouissage mixte isotrope + cinématique» (nuance Fe22Mn0.6C)

Endommagement des aciers TWIP pour application automobile

RESUME : Grâce à l'optimisation de l'effet TWIP (Twinning Induced Plasticity) et à la maîtrise de la microstructure (basse énergie de défaut d'empilement, austénite stable à grains fins), les aciers austénitiques Fe-Mn-C combinent une excellente ductilité à une résistance mécanique élevée. L'étude s'intéresse aux paramètres mécaniques critiques menant à la rupture ductile en mode *slant* (biseau dans l'épaisseur) et aux aspects physiques de l'endommagement dans le but de déterminer un critère de rupture quantitatif.

Le comportement plastique de l'acier TWIP présente un caractère anisotrope et cinématique avec une déformation hétérogène en traction uniaxiale due à un mécanisme de pseudo-vieillessement dynamique. Après avoir déterminé la loi de comportement, la courbe limite de formage a pu être établie par comparaison entre résultats expérimentaux et prédictions du modèle mécanique, dans une large gamme de triaxialité des contraintes. Quel que soit le mode de déformation considéré, la rupture s'effectue brutalement en mode *slant* sans striction localisée. Peu d'endommagement, y compris en trois dimensions, a été observé autour des zones de rupture. Un critère de rupture phénoménologique basé sur la contrainte équivalente et sur l'angle de Lode, redéfinis tous deux dans l'équivalent de Barlat, permet de prédire de façon correcte la formabilité de l'acier TWIP. L'influence de la pression hydrostatique et du mécanisme de pseudo vieillissement dynamique sur la courbe limite de formage est discutée.

Mots clés : Aciers TWIP – Rupture en mode *slant* - CLF – Critère de rupture

Damage of TWIP steels for automotive application

ABSTRACT : Ultra high strength Fe-Mn-C Twinning Induced Plasticity (TWIP) austenitic steels exhibit excellent formability for automotive safety parts. By refining the microstructure during straining, deformation twinning induces a high hardening rate and provides high ultimate tensile strength (>1000MPa) combined with excellent ductility (>50%). However, plastic instabilities and TWIP effect lead to atypical failures modes and standard forming limit curve based analyses cannot be applied to these materials.

In this study, the anisotropic and kinematic plastic flow behaviour of the TWIP steels are evidenced by various mechanical tests. Critical failure parameters are identified for the various testing conditions and compared to mechanical modelling by using numerical simulation of the experimental database. Slant fracture is observed whatever the loading mode, i.e. ductile fracture occurs suddenly without localized necking. Fracture surfaces are characterized by tiny dimples less than 0.5 μm in size. Only little damage is observed underneath the fracture region. Such information concerning macroscopic and microscopic mechanisms leads us to successfully develop phenomenological fracture criterion based on the Barlat91 equivalent stress and Lode parameter (also redefined by considering the Barlat91 model). Influence of hydrostatic pressure and of the Portevin-Le Châtelier effect on the forming limit curve is discussed.

Keywords : TWIP steels - Slant fracture mode – FLD - Fracture criterion

